

Approved For Release STAT
2009/08/19 :
CIA-RDP88-00904R000100120

Dec

Approved For Release
2009/08/19 :
CIA-RDP88-00904R000100120



Вторая Международная конференция
Организации Объединенных Наций
по применению атомной энергии
в мирных целях

4
A/CONF/15/P/2192

USSR

ORIGINAL:RUSSIAN

Не подлежит оглашению до официального сообщения на Конференции

О НЕКОТОРЫХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ, ПРОТЕКАЮЩИХ
В ДЕЛЯЩИХСЯ МАТЕРИАЛАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ОБЛУЧЕНИЯ.

С.Т. КОНОБЕЕВСКИЙ, К.П. ДУЕРОВИЧ, Б.М. ЛЕВИТСКИЙ,
Л.Д. ПАНТЕЛЕЕВ, Н.Ф. ПРАВДЮК.

Особенностью действия нейтронного облучения на делющиеся материалы является выделение значительной энергии в малом объеме вещества. Так как энергия осколков при достаточном их замедлении расходуется главным образом в атомных соударениях, для которых поперечное сечение имеет величину порядка квадрата межатомных расстояний, то скорость передачи атомом среды кинетической энергии осколков деления, по крайней мере в конце их пути, превосходит скорость уноса этой энергии в среду за счет теплопроводности. Возникает интенсивный нагрев области ($10^{-16} - 10^{-17}$ см³) в течение времени порядка 10^{-11} сек. В этой области могут протекать такие процессы, как перемешивание атомов, результатом чего является разупорядочение и диффузия, перекристаллизация, исчезновение микронапряжений и т.д., то есть процессы, нормально протекающие при более высоких температурах или требующие термической активации.

Принято называть эту область областью термического пика (thermal spike). Бринкман [1] предложил другое название для области интенсивного выделения тепла: пик смещения (displacement spike), сохранив название термического пика для всего пути нагрева вдоль траектории первичной быстрой частицы. Однако в дальнейшем мы будем пользоваться более общим представлением термического пика, понимая под последним об'ем, где выделение энергии осколками деления настолько концентрировано, что может интерпрети-

25 YEAR RE-REVIEW

роваться, как местный нагрев, вызывающий указанные выше физико-химические процессы.

Одним из наиболее убедительных доказательств существования термических пиков деления послужило наблюдавшееся в 9%-ном сплаве урана с молибденом превращение гетерогенной структуры (эвтектид, состоящий из α -урана и интерметаллического соединения U_2Mo) в гомогенную фазу (твердый раствор Mo в γ -уране), происходящее под действием облучения. Это явление, о котором было доложено на I-й Женевской конференции по мирному использованию атомной энергии [2] в дальнейшем подверглось теоретическому анализу [3] и было показано, что оно удовлетворительно объясняется действием термических пиков. С целью дальнейшей проверки выводов теории было предпринято также экспериментальное исследование, выяснившее ряд закономерностей и установившее более или менее ясную структурную картину фазовых превращений в указанном сплаве [4]. В настоящей статье будут только кратко изложены основные результаты обеих этих в данное время уже опубликованных работ.

Отметим, что в ноябре 1956 г. появилась статья американских авторов Блейберга, Джонса и Лустмана [5], в которой были описаны аналогичные нашим исследования по трем сплавам урана с Mo (9; 10,5 и 12%) и одному с Nb (10%). Авторами этой работы излагается также теория явления, в основном совпадающая с (3), хотя и отличающаяся в частностях.

В [4] были обнаружены и исследованы рентгенографически явления разупорядочения, происходящие в упорядоченном интерметаллическом соединении U_2Mo под действием облучения. Было также установлено быстрое насыщение свойств (электросопротивления) в гомогенном твердом растворе Mo в γ -уране под облучением. Эти факты однозначно объясняются действием термических пиков в делящемся уране. Родственным указанному кругу явлений оказывается далее релаксация упругих действующих и остаточных напряжений, интенсивно протекающая в уране и некоторых его сплавах под действием нейтронного облучения. В данной статье дается описание и делается попытка теоретического объяснения этих явлений. Наряду с релаксацией под действием облучения наблюдались также явления релаксации под действием циклической термической обработки

("качки"). В настоящее время теоретическая интерпретация этих явлений еще не вполне однозначна.

Исследование структурных изменений, происходящих в сплаве урана с 9% молибдена под действием нейтронного облучения.

Сплав урана с 9% Мо может существовать в двух состояниях. При комнатной температуре стабильным оказывается гетерогенное состояние; выше 570° устойчиво состояние гомогенного твердого раствора Мо в γ -уране. Как теперь хорошо установлено, под действием облучения происходит переход ($\alpha U + U_{2Mo} \rightarrow \gamma$ -тв. раствор), хотя средняя температура образца при этом не превышает $100^{\circ}-150^{\circ}C$.

Была сделана попытка интерпретировать это явление, как результат своеобразной диффузии, которая происходит в делящихся материалах под действием облучения, создающего микрообласти интенсивного перемешивания. Если акт деления возникает на границе фаз гетерогенной структуры, то результатом его должно явиться установление средней концентрации по всему объему термического пика (рис. I.).

Отвод тепла из области такого теплового пика происходит за очень короткое время. Вследствие этого образование спонтанного кристаллизационного центра в области термического пика мало вероятно, и закристаллизовывающийся объем принимает структуру одной из соседних решеток. Таким образом, он может закристаллизоваться либо в виде пересыщенного α -твердого раствора, либо в виде γ' -фазы. По мере дальнейшего протекания диффузии и выравнивания среднего состава по молибдену будет происходить переход преимущественно в γ -фазу, что и приведет в конечном результате к гомогенизации под действием облучения.

Можно показать, что процесс гомогенизации должен определяться коэффициентом диффузии D , который можно выразить в виде:

$$D = \frac{v(\Delta Z)}{24} N = 11 \cdot 10^{-18} \left(\frac{E}{T} \right)^{5/3} W \quad (I)$$

где V - объем термического пика, N - число пиков (актов деления) в 1 см^3 в 1 сек , $(\Delta z)^2$ - средний квадрат линейных размеров пика в направлении градиента концентрации, W - мощность объемного тепловыделения в Вт/г , а E/T - отношение энергии, расходуемой в термическом пике (в Кэв), к тому значению температуры, которое можно считать достаточным для полного перемешивания атомов.

Если первоначальное распределение молибдена представляет собою периодическое чередование слоев: фазы $\alpha \cdot V$ с толщиной $\lambda \cdot a$ и концентрацией молибдена, практически равной нулю, и фазы γ' с толщиной a и атомной концентрацией $M_0 \text{ 33\%}$ - то распределение в момент t , как это хорошо известно из общей теории диффузии, будет:

$$C = C_{cp} \left[1 + 2 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\lambda}{\pi n a} \sin \frac{\pi n a}{\lambda} \cos \frac{2 \pi n z}{\lambda} e^{-\frac{4 \pi^2 n^2}{\lambda^2} p t} \right] \quad (2)$$

Из последней формулы легко определить p , если найти распределение $C(z)$ для какого-нибудь момента времени. Проще всего определить время гомогенизации, положив его условно равным тому, при котором первая гармоника разложения (2) ослабляется в несколько раз (например в 10 раз):

$$e^{-\frac{4 \pi^2}{\lambda^2} p t} = 0,1 \quad (3)$$

При этом высшими членами с $n > 1$ можно пренебречь. Отсюда легко найти опытное значение p , а по формуле (1) также и объем термического пика $V [(\Delta z)^2 \sim V^{2/3}]$, или отношение E/T .

Используя экспериментальные данные, в [3] было подсчитано, что объем термического пика для диффузии равен приблизительно $17 \cdot 10^{-17} \text{ см}^3$, а E , принимая что $T = 2000^\circ \text{C}$, имеет величину около 18 мэв. Однако взятые для вычисления в [3] исходные данные (величина периода чередования и действительное время гомогенизации), как выяснилось позже, были не вполне точны, в связи с чем приведенные в работе [3] величины V и E оказались преувеличенными. Более тщательно проведенное экспериментальное исследование [4] позволило уточнить эти результаты и вместе с тем подтвердить основные закономерности, вытекающие из данной в [3]

теоретической интерпретации явления.

Работа [4] была предпринята в первую очередь для проверки зависимости скорости процесса гомогенизации от величины периода чередования пластинчатого эвтектоида ($2U + U_{до}$). Согласно [3] время достижения соответственных состояний в образцах гетерогенного сплава, подобных по структуре друг другу и отличающихся лишь по величине периода чередования, должно быть пропорциональным квадрату периода. Различная степень дисперсности эвтектоида была получена путем изменения температуры гетерогенизации. Зависимость величины периода от температуры отжига представлена на рис. 2; электронно-микроскопический снимок эвтектоидной структуры приведен на рис. 3, а на рис. 4 дано изменение электросопротивления образцов - гомогенного сплава I и гетерогенных сплавов различной степени дисперсности 2,3,4,5 (см. рис. 2) в зависимости от времени облучения (плотность потока $2 \cdot 10^{13}$ н/см²сек).

Обработка этих результатов показала, что квадратичная зависимость скорости гомогенизации от периода вполне оправдывается. Если на графике (рис.4) провести две горизонтальные прямые, одну через точку, соответствующую $\frac{\Delta R}{R} = 9\%$, и другую через точку $\frac{\Delta R}{R} = 15\%$, то первая пересечет семейство кривых 5,4,3,2 в точках, соответствующих 6,20,50 и 280 час. соответственно, а вторая прямая - в точках 38,125 и 385 час. (для кривых 5,4,3). Первые четыре промежутка времени относятся между собой, как квадраты чисел 1 : 1,82 : 2,89 : 6,83, вторые три - как квадраты чисел 1:1,82:3,19. Из графика, представленного на рис. 2, можно видеть, что величина λ для образцов 5,4,3,2 соответственно равна 0,8 : 1,6 : 3 : 10 х QI мк. Таким образом, в целом экспериментальные результаты хорошо подтверждают предсказанную теорией обратнопропорциональную зависимость между необходимой дозой облучения и квадратом периода чередования пластин эвтектоида гетерогенного сплава. Наряду с этим, было обнаружено еще два новых факта, существенно дополняющих наше представление о процессах, происходящих при облучении в делящихся материалах.

Как видно из приведенных выше кривых (рис.4), изменение электросопротивления облучаемых образцов происходит в две стадии. В начале облучения, примерно в течение первых 2 часов, происхо-

дит сравнительно быстрое увеличение электросопротивления всех образцов. С дальнейшей выдержкой изменение электросопротивления гомогенного образца I быстро затухает, достигая предельной величины приблизительно уже после 4 часового облучения. Электросопротивление гетерогенных образцов также резко увеличивается приблизительно за то же время, однако при дальнейшем облучении оно продолжает постепенно нарастать. Максимальное увеличение или скачок электросопротивления для гомогенного образца - 4,5%, а для гетерогенных образцов около 7% (в первой стадии). Интересно, что величина этого скачка в гетерогенных образцах не зависит от степени дисперсности эвтектоида.

Рост электросопротивления неупорядоченного гомогенного твердого раствора Mo в γ -уране, в котором отсутствуют какие-либо процессы фазовых переходов должен быть объяснен лишь прямым действием облучения, созданием дефектов, нарушающих правильность кристаллической решетки и рассеивающих электроны. Удивительным на первый взгляд кажется лишь то, что это изменение (около 4%), быстро нарастая, уже через несколько часов достигает предельной величины, после чего 1000 - часовое облучение не вызывает его дальнейших изменений. Однако это явление представляется необходимым, если принять, что накопление дефектов в делящемся материале происходит в результате возникновения термических пиков деления.

Объем металла, в котором возникает термический пик, представляет собой как бы зону отжига, в которой дефекты кристаллической решетки, если они ранее возникли, исчезают. Вместо них возникают новые дефекты, связанные с состоянием указанного выше объема, которое он приобретает после термического пика. Это состояние должно характеризоваться вполне определенной концентрацией дефектов того или иного типа, определяющей свойства. Пока весь металл не прошел через состояние термического пика, дефекты в нем будут накапливаться, что и вызовет соответствующий рост электросопротивления. Однако, как только весь объем образца пройдет через состояние термического пика, дальнейшее облучение не сможет уже вызвать новых изменений, а будет только повторять то состояние, которое было достигнуто к этому моменту. Поэтому, начиная с этого времени, электросопротивление образца

изменяться не будет. Исходя из сказанного, можно попытаться вычислить размеры термического пика из двух независимых измерений. С одной стороны, используя экспериментальные данные о скорости гомогенизации (вторая стадия медленного роста электросопротивления в образцах 5,4,3,2), с помощью развитой выше теории можно вычислить коэффициенты диффузии и, пользуясь формулами (1,2), определить величину области термического пика. С другой стороны, то же самое можно сделать по скорости нарастания электросопротивления гомогенного образца, приравнивая в этом случае время достижения предельной величины тому времени, которое требуется, чтобы любой элемент объема металла побывал хотя бы один раз в состоянии термического пика. Не приводя здесь более или менее очевидных вычислений, дадим лишь окончательный результат (табл. I).

Объем области термического пика, вычисленный из данных по диффузии и из данных по росту электросопротивления в гомогенной γ - фазе, хотя и несколько различается, однако порядок величины в обоих случаях один и тот же.

Это различие вполне понятно, так как для атомной релаксации требуется очевидно меньшая температура (вместе с ней определяется и больший эффективный объем пика), чем для полного перемешивания в объеме пика, что является условием радиационной диффузии.

Рентгенографическое исследование явлений разупорядочения в сплаве уран - молибден.

Первоначальный скачок электросопротивления, наблюдающийся у гомогенного образца, существует также и у всех гетерогенных образцов (5,4,3,2) на первой стадии облучения. Здесь этот скачок однако существенно больше (около 7%), чем у гомогенного образца I (около 4%). Это было объяснено тем, что у гетерогенных в исходном состоянии образцов, наряду с общим эффектом накопления дефектов, вызывающим рост электросопротивления, существует еще добавочное действие разупорядочения, происходящее в γ' -фазе, интерметаллическом соединении U_2Mo , которое можно трактовать как тетрагонально деформированную упорядоченную объемно-центрированную решетку твердого раствора Mo в γ -урани. Полагая, что в

районе термического пика происходит полное разупорядочение легко об"яснить быстрое протекание этого процесса и достижение электро-сопротивлением предельной величины уже через несколько часов после начала облучения.

Данное предположение полностью подтвердилось при исследовании облученных сплавов методом рентгеноструктурного анализа.

На рис. 5 представлена рентгенограмма отожженного образца (450°C), а на рис. 6 рентгенограммы облученных образцов 2,3,4,5 гетерогенных сплавов с различным значением периода чередования эвтектоида.

В образце 2 с наибольшим периодом чередования эвтектоида после 1000 часового облучения наблюдается лишь незначительное уменьшение количества α -фазы. Вместе с тем количество γ -фазы резко сократилось и за счет дублета (линий IIO и OI3) фазы γ' возникла сильная линия γ -фазы - твердого раствора, которая теперь занимает положение, почти точно соответствующее центру тяжести дублета фазы γ' . Иначе говоря, образовавшийся твердый раствор кубической структуры сохраняет концентрацию молибдена, существовавшую в γ' фазе.

В образце 3 количество α -фазы уменьшилось. Имеется отклонение $\Delta\theta$ положения линии γ -фазы от положения ее в образце 2 и приближение ее к тому положению, на рис. 6 обозначенному буквой Г, которое эта линия должна была бы занимать при составе твердого раствора, отвечающем 9 вес. % Мо, что является общей концентрацией исследуемого сплава.

Изменения идут в том же направлении на рентгенограммах образцов 4 и 5. В последнем случае наблюдается почти полное исчезновение α -фазы и второго компонента дублета (IIO-OI3)

γ' -фазы, тогда как положение линии γ -фазы почти точно совпадает с положением этой линии на рентгенограмме закаленного 9%-ного образца (линия Г). Вместе со сдвигом линия приобретает нормальную ширину и симметрию.

Особый интерес имеет то, что появление кубической решетки фазы γ предшествует гомогенизации. Следует полагать, что эта

γ -фаза образуется в первую очередь за счет непосредственного превращения тетрагональной γ' -фазы в кубическую γ под действием облучения. За это говорит прежде всего то, что период

решетки образовавшейся γ - фазы в предельном случае отсутствия заметной диффузии (образец 2) почти точно отвечает составу γ' - фазы (соединения U_2Mo). Так как тетрагональную решетку γ' - фазы следует рассмотреть лишь, как следствие упорядоченного слоистого распределения атомов Mo и U, то переход решетки из тетрагональной формы в кубическую должен означать разупорядочение, происходящее под действием облучения. Дальнейшее изменение состоит в уменьшении содержания Mo в γ - фазе вследствие более медленного процесса диффузии, как это объяснено было выше, и постепенного увеличения ее количества. Эта картина полностью соответствует выводам, сделанным на основании измерения электросопротивления. Таким образом, разупорядочение γ' - фазы является также "быстрым" процессом. Оно происходит вследствие действия термических пиков, перемешивающих атомы упорядоченного соединения и превращающих его в неупорядоченный твердый раствор. Этот процесс, как следует из сопоставления рентгенографических данных с результатами измерения электросопротивления, завершается в основном в течение времени, которое требуется, чтобы весь образец, занятый упорядоченной фазой, прошел через состояние термического пика. Оба процесса - разупорядочение и накопление предельного числа дефектов заканчиваются в условиях нашего эксперимента в течение 2-4 часов.

Релаксация напряжений в уране при облучении и циклической термической обработке.

Эта работа проводилась с целью определения влияния облучения на релаксацию напряжений в образцах урана, находящегося в α и γ - состоянии. Влияние облучения на α - фазу изучалось на сплаве урана с 0,91 вес. % Mo (сплав УМ-1), который имеет более мелкозернистую по сравнению с чистым ураном структуру. Средняя величина зерна в этом сплаве после отжига при 800° в течение 1 часа равнялась 15 мк. Для изучения влияния облучения на γ - фазу применялся сплав урана с 9 вес. % Mo (сплав УМ-9), в котором после отжига при температуре выше 600° фиксируется γ - фаза.

Изучение релаксации напряжений производилось на образцах,

вырезанных из фольги, толщиной 0,1 мм. Ширина образцов равнялась 1,5 мм, длина - 30 мм. Перед вырезкой образцов фольга подвергалась отжигу при 800° в течение 1 часа. Такая термическая обработка уничтожает текстуру, наблюдающуюся в сплаве УМ-1 после холодной прокатки фольги, что было подтверждено измерениями термического расширения вдоль и поперек направления прокатки.

Образцам придавалась форма дуги, для чего они закладывались в полукольцевые зажимы, как показано на рис. 7, и в таком виде отжигались при температуре 570° в течение 1 часа. Охлажденные и извлеченные из зажима образцы приобретали форму дуги нужного радиуса. Как до, так и после опытов по релаксации, определялся радиус кривизны образцов, при чем вычисление производилось по стреле прогиба, которая измерялась с помощью инструментального микроскопа с точностью $\pm 0,01$ мм. Ошибка в определении радиуса кривизны не превышала 1 мм. Изогнутые образцы, имеющие форму дуги, зажимались между двумя плоскими вкладышами (рис. 7) и подвергались в таком состоянии облучению, циклической термической обработке или отжигу при определенной температуре. После операции образец извлекался из зажима и измерялся на инструментальном микроскопе. Если до обработки радиус кривизны образца был равен

r_0 , а после - r' , то можно было приближенно считать, что в процессе обработки наибольшее напряжение в образце снизилось с $\sigma = \frac{Ez}{r_0}$ до $\sigma' = \frac{Ez}{r'}$, где E - модуль Юнга ($1,04 \times 10^4$ кг/мм² для сплава УМ-9 и $2,0 \cdot 10^4$ кг/мм² для сплава УМ-1), а z - половина толщины образца. Отметим, что после термических "качек" и отжига образцы сразу же извлекались из зажима и подвергались измерению, а после облучения образцы "высвечивались" в зажатом состоянии примерно в течение 2 недель и только после этого извлекались из зажима и измерялись.

Облучение проводилось в реакторе РФТ в потоке нейтронов $1,2 - 1,8 \cdot 10^{13}$ н/см² сек. Была измерена температура образцов в процессе облучения. Горячий спай термопары "медь-константан" помещался в отверстие, высверленное в алюминиевом зажиме по середине между двумя образцами примерно на расстоянии 1-2 мм от них. Холодный спай термопары выводился из реактора и находился при 20°. В таких условиях термопара показывала 120°. Учитывая хоро-

шую теплопроводность алюминия, можно считать, что температура образцов во всяком случае не поднималась выше 150° .

Циклическая термообработка (Ц.Т.О.) производилась в интервале температур $350-25^{\circ}$. Образцы в зажиме нагревались в свинцовой ванне, имеющей температуру 350° , в течение 10 мин, затем охлаждались в воде в течение 1 мин, затем опять нагревались и т.д. После определенного числа циклов образцы извлекались из зажима и измерялись.

О температуре и длительности выдержки при контрольных отжигах будет сказано при описании результатов опытов.

На рис.8 показаны кривые изменения напряжений в образцах сплавов УМ-1 и УМ-9 при облучении и при контрольном отжиге (200°). Образцы сплава УМ-1 облучались при 100 % мощности реактора, а образцы сплава УМ-9 при 90 % мощности.

Начальный радиус кривизны образцов сплава УМ-1 был выбран равным 28,5 мм, что при распрямлении образца в зажиме соответствовало упругому напряжению 35 кг/мм^2 . Так как это напряжение, как оказалось, превосходило предел упругости, то при извлечении образцов из плоского зажима их радиус кривизны увеличивался до 40-44 мм, что соответствует напряжению $23-25 \text{ кг/мм}^2$. Поэтому кривые для сплава УМ-1 проводятся от точки, соответствующей 24 кг/мм^2 . Из представленных на рис.8 кривых видно, что при облучении в течение первого часа напряжения в образцах обоих сплавов резко уменьшаются. При дальнейшем облучении в образцах сплава УМ-9 наблюдается незначительное дальнейшее уменьшение напряжений. В образцах сплава УМ-1 снятие напряжений происходит более полно и при дальнейшей выдержке в течение 10 часов напряжения в образцах этого сплава практически полностью исчезают.

При контрольном отжиге при 200° напряжения в образцах обоих сплавов уменьшились незначительно. Таким образом, релаксация, наблюдаемая в облученных образцах, не может быть сведена к общему нагреву и является специфическим действием облучения.

На рис.9 показаны кривые уменьшения напряжений в образцах сплава УМ-1 при Ц.Т.О. Как видно из этих кривых, Ц.Т.О. также ускоряет релаксацию напряжений в образцах урана по сравнению с обычным отжигом (кривая 3) при температуре 350° (верхняя температура термических циклов). При этом наблюдается

любопытное явление последствия, заключающееся в следующем.

Образцы, выпутые из зажима, через большое число циклов (кривая I), показывают большую степень релаксации, чем в том случае, когда циклическая обработка прерывается для измерения и образцы многократно извлекаются из зажима (кривая 2).

Было предположено, что меньшая степень определяемой величины релаксации во втором случае связана с частичным "возвратом" кривизны распрямленной (действием циклирования) полоски фольги при извлечении ее из плоского зажима. Это было подтверждено тем, что образцы оставленные после 6 циклов в свободном не зажатом состоянии при комнатной температуре через сутки показали обратное увеличение стрелы прогиба, что на рис. 9 условно изображено в виде излома кривой 2.

Это стремление к "возврату" кривизны (или явление после — действия) при большом числе циклов по-видимому ослабляется. Изменения в форме образца становятся более стабильными и кривая 2 приближается к кривой I, что видно на рис. 8.

Влияние облучения на ширину и положение линий на рентгенограммах образцов урана.

Вопросы рентгенографических исследований влияния нейтронного облучения на структуру урана недостаточно освещены в опубликованной литературе.

Так например, в работе [2] отмечается сужение рентгеновских дифракционных линий у холодно-деформированного ур. после облучения его в нейтронном потоке $\sim 10^{19}$ н/см² и предполагается, что эффект сужения линий является результатом снятия микронапряжений, возникающих в процессе холодной деформации.

В обзорѣх [6, 7] указано, что после облучения прокатанных, а затем рекристаллизованных в α - фазе прутков урана (степень выгорания 0,1%) наоборот происходит размытие рентгеновских дифракционных линий. Степень размытия линий приблизительно та же, что и у образцов после умеренного холодного обжатия.

В обзоре [8] отмечено; что после облучения урана периоды решетки noticeably увеличиваются, а кристаллическая структура искажается весьма слабо.

В данном исследовании применялись два типа холоднокатаных образцов урана:

а) образцы, прокатанные в одном направлении;
 б) образцы, прокатанные попеременно в двух взаимно-перпендикулярных направлениях. Деформация за один проход в обоих случаях составляла не более 5%, прокатка проводилась без промежуточных отжигов. Общая деформация для прокатанных образцов составила 80-90%. Перед прокаткой исходные заготовки отжигались при 600° в течение двух часов. Согласно технологии прокатки партии а) и б) образцов должны были иметь разный характер и степень совершенства текстуры. Для проверки этого отдельные образцы обеих партий подвергались циклической термообработке по режиму: + 20-500°, 100 циклов. После Ц.Т.О. "рост" образцов (а), прокатанных в одном направлении, составил 4%, а "рост" образцов (б) с перекрестной прокаткой был не более 1,5%, что подтверждает различный характер и степень совершенства текстуры этих образцов.

Часть образцов обеих партий перед облучением подвергались термообработке по следующим режимам:

Первый режим - нагрев до 320°, время выдержки 10 часов. Было установлено, что такой отжиг в основном снимает микронапряжения у холоднокатаных образцов, оставляя неизменной величину областей когерентного рассеяния.

Второй режим - нагрев до 450°, время выдержки 4 часа. Рентгенографически это состояние характеризуется как снятием микронапряжений, так и увеличением областей когерентного рассеяния. Облучаемые образцы (термообработанные и холоднокатаные) представляли собою фольги размерами 10х5х0,1 мм.

Облучение проводилось в реакторе Р.Ф.Т. с интегральным потоком $\sim 10^{19}$ н/см². Температура при облучении не превышала 100°. Рентгенографические исследования урана до и после облучения проводились на установке для съемки активных образцов [9]. Изучение изменения формы рентгеновских линий под действием нейтронного облучения проводилось на медном K α излучении по линии II4 α -урана.

Оценка изменения размытия рентгеновских линий после облу-

чения урана проводилась путем сопоставления ширины В линии Π_4 на половине максимума интенсивности, а также коэффициента асимметрии К до и после облучения. Точность измерения величины В была равна $0,5'$. Точность измерения величины К - $0,1$.

Результаты измерений величин В и К до и после облучения, а также "рост" образцов урана приведены в таблице 2.

Анализ таблицы 2 позволяет сделать следующие выводы:

1) У холоднокатаных образцов 1 и 4 после облучения имеет место сужение рентгеновских линий, причем у образца 1, имеющего большую степень совершенства текстуры, этот эффект выражен сильнее, чем у образца с перекрестной прокаткой.

2) У образцов 2 и 5, предварительно отожженных при температуре 320° , имеет место незначительное размытие рентгеновских линий, причем эффект размытия больше у образца 5 с меньшей степенью выраженности текстуры.

3) У образцов 3 и 6, отожженных при более высокой температуре (450°), в которых имеет место начальный процесс рекристаллизации, после облучения наблюдается заметное размытие рентгеновских линий, более сильное у образца 6 с перекрестной прокаткой.

Природа структурных изменений, вызывающих изменение рентгеновских линий у холоднокатаных образцов урана после облучения, исследовалась методом гармонического анализа линии Π_4 образца I^X). Этот метод основан на анализе коэффициентов разложения в ряд Фурье "разностной" кривой^{xx)}. На рис. 10 (1 и 2) приводится величина коэффициентов ряда Фурье в зависимости от порядка члена разложения.

х) Метод гармонического анализа широко применяется для исследования поликристаллических металлов кубической сингонии. Однако все основные расчетные формулы применимы с некоторым приближением и для ромбической решетки урана.

xx) Коэффициенты разложения $A(t)$ разностной кривой вычислены по формуле $A(t) = \frac{H(t)}{G(t)}$, где $H(t)$ и $G(t)$ коэффициенты разложения в ряд Фурье сравниваемых кривых, полученных экспериментально.

Сплошная линия на рис. 10 (1) представляет разностную кривую холоднокатаного урана до облучения и после него. Пунктирной кривой на том же графике изображается разностная кривая холоднокатаного образца и образца, дополнительно отожженного при 320° в течение 10 часов.

Обе кривые выглядят в основном одинаково.

На рис. 10 (2) сравниваются две разностные кривые образцов:

1) облученного после холодной прокатки и отожженного при 450° в течение 4 часов;

2) отожженного при 320° 10 часов и отожженного при 450° в течение 4 часов. Кривые также не имеют существенного различия.

Сходство обеих пар кривых на рис. 10 (1) и 10 (2) подтверждает близкое сходство состояния урана после облучения с тем, которое достигается "средним" отжигом в области 320° .

Из теории метода известно [10], что форма кривых, соответствующих рис. 10 (1), означает снятие микронапряжений. В ранее проведенной нами работе было показано, что такое снятие микронапряжений (микрорелаксация) в холоднокатаном уране действительно имеет место в результате отжига при 320° в течение 10 часов. Однако при этом отжиге не меняется величина областей когерентного рассеяния, что дает некоторое остаточное расширение линий. Отжиг при 450° в течение 4 часов вызывает рост областей когерентного рассеяния и практически восстанавливает нормальную ширину линий [рис. 10 (2)].

Методика гармонического анализа позволяет также установить величину микронапряжений, снимаемых отжигом и облучением. Проведенные расчеты показали, что величина снимаемых при облучении микронапряжений составляет около 30 кг/мм^2 . Это близко к величине микронапряжений возникающих при холодной прокатке урана.

В работе исследовалась зависимость изменения формы рентгеновских линий от дозы облучения. Для этой цели использовались следующие образцы урана:

1) холоднокатаные в одном направлении, в которых эффект сужения рентгеновских линий максимальный;

2) образцы с перекрестной прокаткой, отожженные при 450° в течение 4 часов, в которых наблюдается наибольший эффект размытия линий после облучения;

3) холоднокатанные в одном направлении и отоженные при 320°C 10 часов, в которых заметного изменения формы линий после облучения не наблюдается. Были выбраны соответственно кратковременные и сравнительно длительные экспозиции, а именно: 5 и 240 часов. Зависимость изменения ширины линии II4 от времени облучения приведена на рис. II. Из приведенного рисунка следует, что процесс сужения рентгеновских линий у холоднокатанных образцов происходит достаточно быстро.

Размытие рентгеновских линий, наблюдающееся у рекристаллизованных образцов, представляет собою, наоборот, сравнительно медленно идущий процесс.

Следует отметить, что у холоднокатанных образцов после облучения наряду с сужением, происходит также небольшое, однако вполне измеримое смещение рентгеновских линий, как после длительного, так и после кратковременного облучения. Эта величина для линии II4 составляет $3 \div 4$ и лишь немного превышает предел точности измерений по принятой методике. Однако, дополнительные эксперименты, проведенные с помощью фотографической записи рентгенограмм на больших углах, однозначно показали наличие этого эффекта. Это смещение должно быть отнесено за счет снятия напряжений I-го рода, возникающих при холодной прокатке урановых образцов.

На рис. I2 приведены наложенные графики линии II4 фольги урана: (1) после прокатки, (2) после отжига при 450° в течение 4 часов и (3) после прокатки и облучения в течение 5 часов.

Сдвиг положения линии после облучения идет в ту же сторону, как и сдвиг после отжига, говоря о том, что облучение, так же как и отжиг, ведет к ликвидации остаточных напряжений I-го рода. Величина сдвига линии облученного образца практически такая же, как у отоженного.

Если принять модуль упругости равным $2 \cdot 10^4$ кг/мм², то величина снимаемых при облучении напряжений I-го рода [в плоскости (II4)] составит 20 кг/мм².

Рентгенографическое исследование влияния низкотемпературной циклической термообработки на структуру урана.

Ц.Т.О. проводилась при двух режимах: при температурах от

- 180 до 200°C и от - 180° до 450°C.

Для исследований были взяты образцы, полученные тем же способом, что и образцы, на которых изучалось действие облучения (см. выше). Перед Ц.Т.О. часть холоднокатаных образцов подвергалась предварительной термообработке по двум режимам:

1-й режим - нагрев до 320°, время выдержки 10 часов.

2-й режим - нагрев до 450°, время выдержки 4 часа.

Ц.Т.О. исследуемых образцов проводилась в кварцевой ампуле диаметром 16 мм, с толщиной стенки 1,5 мм при вакууме $3 \cdot 10^{-5}$ мм рт.ст. Охлаждение производилось в азоте в течение 5 минут, нагрев в трубчатой печи в течение 10 минут. Исследуемые образцы представляли собой фольги размерами 10 x 6 x 0,1 мм.

Рентгенографические исследования образцов до и после "качек" проводились на установке со счетчиком Гейгера, излучение $\text{Cu K}\alpha$. Изучение изменения формы рентгеновских линий производилось по линии $\text{U4 } \alpha$ - урана. Обработка результатов (вычисление В и К) производилась способом, указанным выше.

Результаты измерений В и К для 100 циклов Ц.Т.О. при температурах от -180 до 200°C приведены в табл. 3.

Из табл. 3 видно, что у холоднокатаных образцов после "качек" наблюдается сужение линий, причем у образца 1 эффект сужения выражен сильнее (6' для образца 1, 3' для образца 4), у образцов, отожженных при 450° (3 и 6), имеет место некоторое размытие рентгеновских линий; причем у образца 3 большее чем у образца 6. Образцы, отожженные при 320°, практически не изменили формы рентгеновских линий.

Сужение линий у холоднокатаного урана после низкотемпературной Ц.Т.О. нельзя объяснить простым термическим отжигом, так как отжиг при температуре 200° в течение 15 часов (равное времени пребывания образцов в высокотемпературной части цикла) сужает линии существенно меньше ($\sim 1,7'$).

В табл. 4 представлены значения В и К до и после Ц.Т.О., проведенной в интервале от -180° до 450°, за 35 циклов.

Из сопоставления таблиц 3 и 4 видно, что закономерности изменения величин В и К, как при низкотемпературных "качках", так и при высокотемпературных, сравнительно одинаковы. Следует отметить, что низкотемпературная Ц.Т.О. (в интервале от -180 до 200°)

"роста" холоднокатаного урана не вызывает в противоположность Ц.Т.О. (в интервале от -180 до 450°), при которой "рост" наблюдается.

Далее было показано, что эффект релаксации на поверхности образцов значительно больше, чем на глубине. Так, в поверхностном слое уже за один цикл происходит сужение линий примерно на ту же величину, что и после 100 циклов. В то же время во внутренних слоях образца (после травли поверхности на толщину 0,04 мм) эффект сужения примерно в 2 раза меньше, чем на поверхности.

Зависимость сужения линии II₄ от числа циклов в слое, полученном травлением поверхности образца на 0,04 мм, приведена на рис. 13.

Из рис. 13 видно, что уже после 5 циклов в объеме фольги процесс сужения рентгеновских линий практически заканчивается.

Установленное сужение рентгеновских линий после Ц.Т.О. не сопровождается изменением микротвердости (измерение проводилось при нагрузке 50 г). Этот результат согласуется с отсутствием изменения микротвердости после отжига холоднокатаного урана при 320° в течение 10 часов. Размытие же рентгеновских линий у рекристаллизованных образцов после Ц.Т.О. связано с заметным повышением твердости (с 390 до 460 кг/мм^2).

Для более детального изучения явления сужения рентгеновских линий у холоднокатаных образцов после Ц.Т.О. исследовались изменения ширины линии на отдельных этапах одного цикла. Результаты этих измерений приведены в таблице 5.

Из приведенных данных следует, что сужение линий у холоднокатаной фольги урана происходит в высокотемпературной части цикла и существенно усиливается, по-видимому, за счет дополнительных напряжений при переходе от низкотемпературной части цикла.

Исследование причин сужения рентгеновских линий у холоднокатаных образцов проводилось методом гармонического анализа, аналогично тому, как это делалось выше для облученных образцов.

Из полученных данных следует, что низкотемпературная Ц.Т.О. холоднокатаного урана по результатам своего действия на структуру аналогична отжигу (320° , 10 часов), при котором, как было ранее показано, сужение линий связано преимущественно со снятием

внутренних микронапряжений, возникающих при холодной прокатке. Величина снимаемых микронапряжений, вычисленная по этой методике около 30 кг/мм^2 .

Следует отметить, что у холоднокатаных образцов после Ц.Т.О. происходит небольшое смещение рентгеновских линий.⁰ Это смещение, так же как и в случае облучения, должно быть отнесено за счет релаксации напряжений I-го рода, возникающих при холодной прокатке. Величина снимаемых растягивающих напряжений I-го рода после 100 циклов Ц.Т.О. составляет около 20 кг/мм^2 [в плоскости (114)].

В виду существования поверхностного эффекта представляло интерес исследовать изменения формы рентгеновских линий во внутренних слоях образцов, имеющих толщину, превышающую размер зерна. В соответствии с этим были выбраны образцы размером $10 \times 6 \times 2 \text{ мм}$, полученные холодной прокаткой с обжатием до 80% без промежуточных отжигов (направление прокатки не изменялось). Ц.Т.О. их проводилась по тому же режиму, что и для фольг; однако, учитывая толщину образцов, время нагрева и охлаждения было увеличено до 20 минут. После "кэчек" поверхность образцов стравливалась на 0,5 мм, а затем по записанной линии 114 измерялись ширина линии и коэффициент асимметрии. Было показано, что ширина линии и ее асимметричность у исходных образцов при стравливании поверхности не меняются.

Для исследования были выбраны, как холоднокатаные, так и термообработанные образцы (режим термообработки указан в табл. 6).

Результаты изменения величин В и К после циклической термообработки в интервале от -180 до 200° , 100 циклов приведены в табл. 6.

Из этой таблицы следует что:

1) У холоднокатаных образцов произошло сужение рентгеновских линий, причем для внутреннего слоя это сужение выражено меньше, чем для поверхности.

2) У образца 3 произошло небольшое размытие линий, причем для внутреннего слоя размытие выражено сильнее.

3) У образца 4 размытие линий увеличивается по сравнению с образцом 3, причем для внутреннего слоя оно также большее.

Исследовалась зависимость изменения ширины линии $\Pi 4$ у холоднокатаных образцов в зависимости от числа циклов низкотемпературной Ц.Т.О.

Результаты измерения величины B после соответствующего количества циклов представлены на рис. 14.

Из графика на рис. 14 видно, что при сравнительно небольшом количестве циклов (~ 10) происходит сужение рентгеновской линии, а затем начинается процесс размытия ее, который в дальнейшем затухает.

Причины, вызывающие размытие рентгеновских линий после низкотемпературной Ц.Т.О., были исследованы с помощью гармонического анализа линии $\Pi 4$. На основании проведенного анализа показано, что размытие рентгеновских линий, наступающее у холоднокатаных образцов (образец 1) при увеличении числа циклов, вызвано появлением вновь остаточных микронапряжений.

Размытие рентгеновских линий у закаленных и отожженных образцов (образец 4) вызвано, кроме того, умеренным размельчением областей когерентного рассеяния.

Обсуждение результатов.

Из совокупности данных о поведении урана под действием облучения (гомогенизация сплава УМ-9, разупорядочение U_2Mo , релаксация напряжений, рентгенографический анализ холодно-деформированных урановых фольг и пр.) следует, что в делящемся материале под влиянием нейтронного облучения, наряду с накоплением радиационных повреждений имеет место также и явление радиационного отжига. Характерным для таких процессов, которые связаны с радиационным отжигом, является то, что основные изменения свойств происходят в начальной стадии облучения и в основном завершаются в течение времени, сравнимого с тем, которое требуется, чтобы весь объем делящегося материала прошел, хотя бы однажды, через состояние термического пика. Так как эти представления уже были ранее применены к явлениям фазовых переходов [3,4], то более детального обсуждения могут потребовать только явления, относящиеся к релаксации и поведению упругих напряжений в деформированных материалах под действием облучения и Ц.Т.О. Опытами, описанными выше, ясно

2/92

показано, что первая стадия облучения упруго-напряженных образцов урана характеризуется значительным ослаблением напряженного состояния. Это касается, как извне наложенных напряжений (изгиб), так и остаточных напряжений I и II рода в холоднокатаных материалах. Вслед за этой первой стадией в образцах α - урана возникает вторая, которая ведет к более медленному вторичному нарастанию напряжений. Возникновение последних несомненно связано со взаимным давлением зерен металла друг на друга, вследствие их "роста" под влиянием облучения. Сильно выраженная склонность облучаемого α - урана к релаксации отражает его способность к резкому ускорению ползучести под действием облучения. Это явление хорошо известно. Вкратце о нем было доложено в докладе 68I на I-й Женевской конференции, где было указано, что ползучесть урана под действием облучения усиливается в 50-100 раз (1,5 - 2 порядка). Более подробно эти опыты описываются в докладе А.С.Займовского и др., представленном на эту конференцию. Теоретическое объяснение ускоренная ползучесть урана под облучением нашла в работе Робертса и Коттрелля [II], которые связали ползучесть урана с его "ростом" под действием облучения. Наши опыты, описанные в данном докладе, отчасти подтверждают теорию Робертса и Коттрелля, показывая, что релаксация в γ - уране (сплав УМ-9), не обладающем, как известно, способностью к росту, существенно меньше, чем у α - урана. Однако из тех же опытов следует, что указанная теория по-видимому недостаточна, так как едва ли может объяснить другие наблюдаемые факты по релаксации. Так, согласно теории Коттрелля, для явлений релаксации, так же как и для явлений ползучести, должен был бы существовать начальный инкубационный период, который в условиях нашего опыта должен бы достигать 1,5 - 2 часов, чего однако в действительности не наблюдается. Далее, хотя эффект релаксации в γ - уране и меньше того, который наблюдается в α - уране, но он все же несомненно существует. Еще ранее [2] было показано, что у образцов сплава УМ-9 расширение рентгеновских линий, вызванное холодной деформацией, после облучения уменьшается, следовательно, и в γ - уране имеет место релаксация напряжений II рода, что противоречит теории Коттрелля. Поэтому, можно полагать, что ускоренная ползучесть α - урана, наблюдаемая при действии об-

лучения представляет собою явление более сложное, и что акты деления (термические пики) вызывают ползучесть урана не только через посредство механизма анизотропного "роста" кристаллитов урана, но и более непосредственно путем радиационного отжига, вызывающего релаксацию в областях наибольших внутренних напряжений.

Что можно было бы сказать о механизме, посредством которого радиационный отжиг приводит к понижению и снятию напряжений? Наиболее вероятны три возможных вида ликвидации макро и микронапряжений.

1. Если внутренние напряжения связаны с какими-либо искривлениями, изгибами кристаллитов, то наиболее тривиальным являлось бы прямое распрямление этих изгибов. Такой механизм снятия микронапряжений легче представить себе на поверхности, где он мог бы осуществляться за счет весьма малых перемещений по границам зерен и образования двойников.

2. Возможным механизмом снижения уровня напряженного состояния является миграция точечных дефектов и дислокаций к местам напряжений. Например, в случае изгиба упругое растяжение на выпуклой стороне и упругое сжатие на вогнутой могут быть ликвидированы за счет миграции промежуточных атомов к выпуклой стороне и вакансий - в область сжатия. Легко подсчитать, что, например, для полной ликвидации напряжений упругого растяжения, считая, что последние имеют величину, близкую к пределу текучести, требуется концентрация избыточных атомов около 10^{19} на 1 см^3 . Если положить, как принимает Коттрелл [11], что на 1 деление возникает до 1000 дефектов типа промежуточных атомов, то число термических пиков деления, необходимое для получения этой концентрации, должно быть 10^{15} . Таким образом, в условиях проводившегося нами опыта нужно всего лишь около 45 минут, чтобы создать в облученном уране достаточное для полного снятия напряжений количество пар дефектов. Разумеется тот же результат может быть достигнут и перемещением дислокаций, для которых согласно Бринкману [1] область термического пика является источником. В случае изгиба компенсирующая концентрация краевых дислокаций (число их в 1 см^2 сечения) достигает $\frac{1}{\rho b}$ (см. напр. [12]), где ρ - радиус кривизны изгиба, а b - вектор Бургерса. Дислокации при этом могут быть распределены в объеме зерна.

3. При указанном распределении точечных дефектов или дислокаций происходит лишь частичная ликвидация напряжений, так как существующие изгибы кристаллической решетки не исчезают, а скорее фиксируются, стабилизируются за счет распределения дефектов.

Более устойчивое состояние может быть получено, если произойдет собирание дефектов или дислокаций в группы или цепочки, разделяющие бывший один кристаллит на определенные фрагменты с правильной здоровой решеткой. Общепринятое название такого разделения деформированного зерна на недеформированные, слегка дезориентированные здоровые участки — полигонизация. Полигональную структуру можно считать последней, стабильной стадией распределения дефектов, полностью ликвидирующей напряженное состояние.

Основываясь на указанной классификации, мы можем дать объяснение наблюдавшимся фактам по релаксации, которое конечно пока следует считать предварительным.

Первичным эффектом облучения урана, а возможно также и Ц.Т.О., является возникновение значительного числа точечных дефектов и дислокаций, обладающих большой подвижностью особенно в момент своего образования в области термического пика или вблизи него. Миграция дефектов в силу общих закономерностей направленной диффузии (см. напр. [13]) будет происходить в том направлении, чтобы в результате ее получилось ослабление напряженного состояния. В этой стадии изменения внутреннего атомного строения нельзя еще считать вполне стабильными. Дефекты, хотя и находясь в "ловушках", обладают известной подвижностью, чем и обуславливаются имеющие место в отдельных случаях явления последующего действия. В дальнейшем однако коагуляция дефектов ведет к образованию промежуточных границ раздела между участками полигональной структуры, что делает всю систему более устойчивой.

В α -уране вся эта картина еще осложняется тем, что наряду со снятием напряжений путем распределения дефектов или дислокаций идет их новообразование вследствие направленного роста и взаимного давления кристаллитов. Как мы видели, в текстурированном поликристаллическом металле, где большинство кристаллитов имеют параллельные оси наибольшего роста, это вторичное нарастание напряжений сказывается мало, и явление радиационного отжига здесь может наблюдаться в более чистом виде.

Большая часть наших опытов проводилась с тонкими фольгами. Это вносит некоторое осложнение, так как большое развитие поверхности делает возможным осуществление I-го механизма релаксации, особенно в случае Ц.Т.О. Роль этого механизма для массивного металла, конечно меньше, так как кристаллы внутри тела не имеют возможности свободно перемещаться, но однако и здесь в какой то мере может проходить изменение формы зерен в процессе релаксации.

Менее ясным еще остается механизм релаксации при Ц.Т.О. Возможность ликвидации поверхностных напряжений за малое число циклов и даже за один цикл представляется в настоящее время несколько загадочной и требует дальнейшего изучения.

Рентгенографические данные в общем согласуются с предложенным об"яснением механизма релаксации за счет миграции дефектов, так как устанавливают исчезновение в первую очередь упругих микронапряжений, однако без полной ликвидации искажений решетки, создающих расширение рентгеновских линий.

Величина областей когерентного рассеяния, вычисляемая из рентгенографических данных, конечно не может истолковываться, как размер реально существующих мелких диспергированных кристаллов. Она скорее должна быть связана с кривизной изгиба деформированных кристаллов и выражает дезориентировку отдельных элементов об"ема таких изогнутых кристаллов. Здесь не различается чисто упругий изгиб от изгиба, связанного с дезориентацией зародышевых субзерен. Тогда сохранение малых областей когерентного рассеяния у облученных образцов холодно-деформированного урана, также как и у низко-отожженных (320°) образцов, должно означать, что в обоих случаях отжиг идет преимущественно за счет диффузии дефектов в стадии их равномерного распределения, или начальной полигонизации.

Настоящая работа является частью исследований по действию нейтронного облучения на делящиеся материалы, проводившихся в горячей лаборатории при аппарате РФТ в 1955-57 г.г.

В работе, кроме указанных в заголовке авторов статьи, принимали участие или помогали ее выполнению ряд лиц. Всем им авторы выражают здесь свою благодарность.

Таблица I.

Средние значения объема области термического пика.

| | Объем области термического пика, см ³ | Радиус сферичес- кой полости, см |
|---|--|-------------------------------------|
| Из данных по диффузии. | $2,4 \times 10^{-17}$ | $1,8 \times 10^{-6}$ |
| Из данных по отжигу в гомогенной фазе. | $5,6 \times 10^{-17}$ | $2,2 \times 10^{-6}$ |

Таблица 2.

Значение ширины и коэффициента асимметрии линии $\Pi 4 \lambda U$ до и после облучения
в потоке $\sim 10^{19}$ н/см².

| № образ- цов. | Исходное состоя- ние образцов. | В (в минутах) | | К | | ΔB (в мину- тах). | ΔK | Рост образцов (в %) | |
|---------------------|---|------------------|-------|------|-------|---------------------------------|------------|--|--|
| | | До | После | До | После | | | В на- правле- нии про- катки. | В на- правле- нии про- катки. |
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 |
| 1. | Холоднокатанный в од- ном направлении. | 20,4 | 13,8 | 1,10 | 1,55 | -0,6 | -0,45 | +8,6 | -3,4 |
| 2. | Холоднокатанный в од- ном направлении, пос- ле отжига (320 , 10 ч.). | 14,4 | 15,0 | 1,45 | 1,40 | +0,6 | +0,05 | +9,2 | -3,6 |
| 3. | Холоднокатанный в од- ном направлении, пос- ле отжига (450 , 4 ч.). | 12,0 | 13,2 | 1,80 | 1,45 | +1,2 | +0,35 | +4,4 | -2,8 |
| 4. | Холоднокатанный с пе- рекрестной прокаткой | 18,6 | 14,4 | 1,10 | 1,45 | -4,2 | -0,35 | +3,0 | +1,2 |

| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 |
|----|---|------|------|------|------|------|-------|------|------|
| 5. | Холоднокатаный с перекрестной прокаткой, после отжига (320, 10 ч.). | 14,4 | 16,2 | 1,55 | 1,25 | +1,8 | +0,2 | +4,0 | +1,6 |
| 6. | Холоднокатаный с перекрестной прокаткой, после отжига (450, 4 ч.). | 12,6 | 15,3 | 1,95 | 1,50 | +2,7 | +0,45 | +1,5 | -0,2 |

Таблица 3
Значение ширины и коэффициента асимметрии линии И14 до и после 100 циклов Ц.Т.0
в интервале температур от - 180 до 200°.

| № образ- цов. | Исходное состояние образцов. | В (в минутах) | | к | | Изменения в ре- зультате Ц.Т.0. | |
|------------------|---|-----------------|-------|------|-------|------------------------------------|--------|
| | | До | После | До | После | Δ В (в минутах) | Δ К |
| 1. | Холоднокатаный в од- ном направлении. | 22,2 | 16,2 | 1,10 | 1,55 | - 6,0 | - 0,45 |
| 2. | Холоднокатаный в од- ном направлении, после отжига (3200, 10 ч.) | 16,2 | 16,2 | 1,55 | 1,65 | 0 | + 0,10 |
| 3. | Холоднокатаный в од- ном направлении, пос- ле отжига (450, 4ч.) | 14,7 | 15,9 | 1,80 | 1,55 | + 1,2 | + 0,25 |
| 4. | Холоднокатаный с пе- рекрестной прокаткой. | 21,3 | 18,6 | 1,20 | 1,35 | - 2,7 | - 0,15 |
| 5. | Холоднокатаный с пере- крестной прокаткой, после отжига (3200, 10 ч.). | 17,4 | 19,2 | 1,50 | 1,30 | + 1,8 | + 0,20 |
| 6. | Холоднокатаный с пе- рекрестной прокаткой, после отжига (450, 4ч.) | 15,9 | 18,6 | 1,95 | 1,55 | + 2,7 | + 0,45 |

Таблица 4.

Значение ширины и коэффициента асимметрии линии II4 < U до и после 35 циклов Ц.Т.О.
в интервале температур от -180 до 450°.

| №№ об- раз- цов. | Исходное состояние образцов | В (в минутах) | | К | | Δ В (в ми- нутах) | Δ К | Про-ст в на- правлении прокатки (в %) |
|---------------------------|--|---------------|-------|------|-------|-------------------------|-------|--|
| | | До | После | До | После | | | |
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 |
| 1. | Холоднокатаный в од- ном направлении. | 21,3 | 15,9 | 1,20 | 1,30 | -5,7 | -0,40 | + 1,1 |
| 2. | Холоднокатаный в од- ном направлении, пос- ле отжига (320°, 10 ч.). | 16,2 | 15,9 | 1,55 | 1,30 | -0,3 | 0,05 | + 1,7 |
| 3. | Холоднокатаный в од- ном направлении, пос- ле отжига (450°, 4 ч.). | 14,1 | 15,3 | 1,70 | 1,55 | +1,5 | +0,15 | + 0,6 |
| 4. | Холоднокатаный с пе- рекрестной прокаткой. | 20,4 | 16,8 | 1,15 | 1,70 | -5,6 | -0,55 | + 0,4 - 0,3 |

| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 |
|----|---|------|------|------|------|-------|--------|----------------|
| 5. | Холоднокатаный с перекрестной прокаткой, после отжига (320, 10 ч.). | 17,1 | 16,8 | - | - | - 0,3 | - | + 0,7 - 0,3 |
| 6. | Холоднокатаный с перекрестной прокаткой, после отжига (450, 4 ч.). | 14,7 | 13,8 | 1,90 | 1,75 | + 2,1 | + 0,25 | + 0,3 - 0,3 |

Таблица 5.

Изменение ширины линии II4 у холоднокатаного урана на
отдельных этапах полного цикла Ц.Т.О. в интервале
температур от -180° до 200°

| | В (в минутах) | | ΔB | |
|---|--------------------------------|---|------------------|-------|
| | У исход- ного об- разца. | После из- менения темпера- туры. | (в мину- тах) | (в %) |
| Полный цикл (охлаждение-нагрев- охлаждение) | 21,6 | 18,3 | - 3,3 | - 16 |
| Охлаждение - - нагрев | 21,6 | 18,3 | - 3,3 | - 16 |
| Нагрев - охлаждение | 21,6 | 19,8 | - 1,8 | - 9 |
| Нагрев | 21,6 | 20,1 | - 1,5 | - 7 |
| Охлаждение | 21,6 | 21,0 | - 0,6 | - 3 |

Таблица 6.

Изменение ширины и коэффициента асимметрии линии II4
 αV после 100 циклов Ц.Т.О. в интервале от -180 до
 200° для поверхностного и внутреннего слоев "толстых"
 образцов.

| №№ об- раз- цов. | Исходное состояние образцов. | ΔB (в минутах) | | ΔK | |
|---------------------------|---|---------------------------|---------------------------------------|---------------------------|--------------------------------------|
| | | На по- верх- ности. | На 0,5мм от по- верх- ности. | На по- верх- ности. | На 0,5 мм от поверх- ности. |
| 1. | Холоднокатаный. | - 4,5 | - 2,7 | - 0,40 | - 0,20 |
| 2. | Холоднокатаный, пос- ле отжига (320° , 10 ч.) | + 1,2 | + 2,0 | 0 | + 0,25 |
| 3. | Холоднокатаный, пос- ле отжига (450° , 4 ч.) | + 1,2 | + 2,0 | + 0,25 | + 0,35 |
| 4. | Холоднокатаный, пос- ле закалки (880°) и последующего от- жига (450° , 4 ч.). | + 1,5 | + 3,0 | + 0,25 | + 0,35 |

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **I.A.Brinkman.** J.Appl.Phys., 25, 961, (1954).
2. **С.Т.Конобеевский, В.И.Кутайцев, Н.Ф.Правдюк.** Доклад № 681 (СССР) на Женевской конференции по мирному использованию атомной энергии (1955).
3. **С.Т.Конобеевский.** Атомная энергия № I 63 (1956).
4. **С.Т.Конобеевский, Н.Ф.Правдюк, К.П.Дубровин, Б.М.Левитский, Л.Д.Пентелеев, В.М.Голянов.** Атомная энергия 4, 34, (1958).
5. **M.L.Bleiberg, L.J.Jones and B.Lustman.** J.Appl.Phys. 27, 1270, (1956).
6. **S.H.Paine and J.H.Kittel.** Доклад № 745 (США) на Женевской конференции по мирному использованию атомной энергии (1955).
7. **D.S.Billington.** Доклад № 744 (США) на Женевской конференции по мирному использованию атомной энергии (1955).
8. **S.F.Pugh.** Доклад № 443 (Англия) на Женевской конференции по мирному использованию атомной энергии (1955).
9. **Н.Ф.Правдюк.** Доклад № 673 (СССР) на Женевской конференции по мирному использованию атомной энергии.
10. **B.E.Warren, B.L.Averbach.** J. Appl. Phys. 21, 595 (1950)
11. **A.C.Roberts, A.H.Cottrell.** Phil. Mag. 1, 711, (1956)
12. **A.H.Cottrell.** Dislocations and Plastic Flow in Crystals. Oxford (1953).
13. **С.Т.Конобеевский** Ж.Э.Т.Ф. 13, 200, (1943).

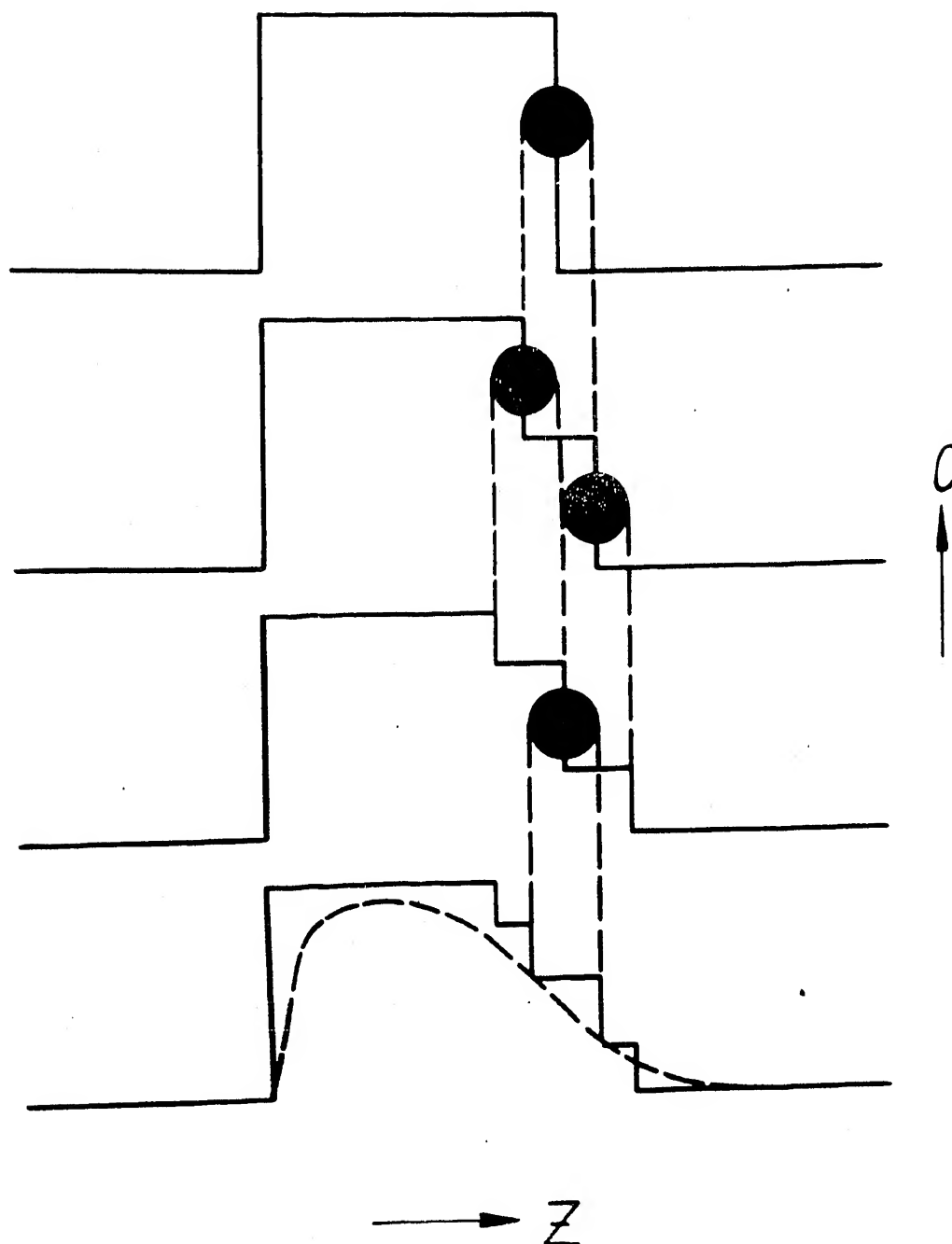


Рис. I. Схема диффузии, происходящей под действием актов деления "термических пиков" (кружки).

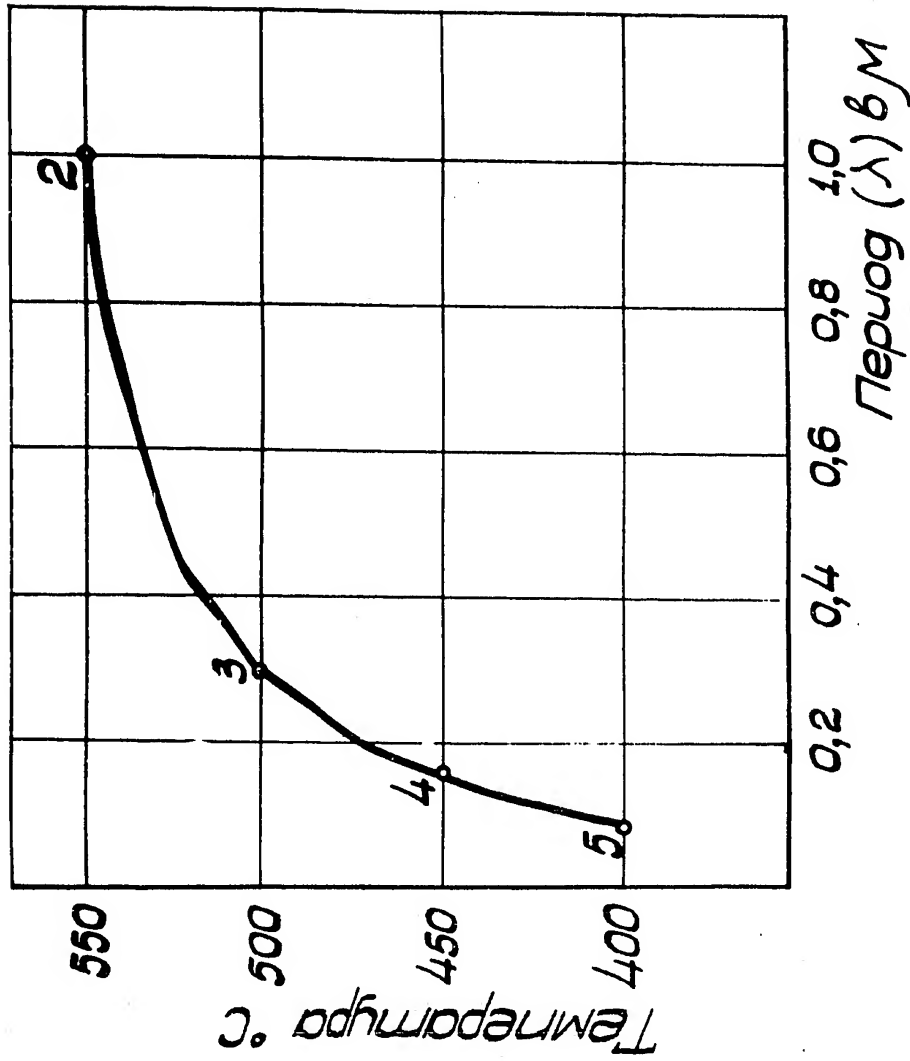


Рис. 2. Зависимость величины периода чередования пластинчатого электродда ($\lambda \leftrightarrow U_2 Mo$) от температуры отжига (2-550°, 3-500°, 4-450°, 5-400°).

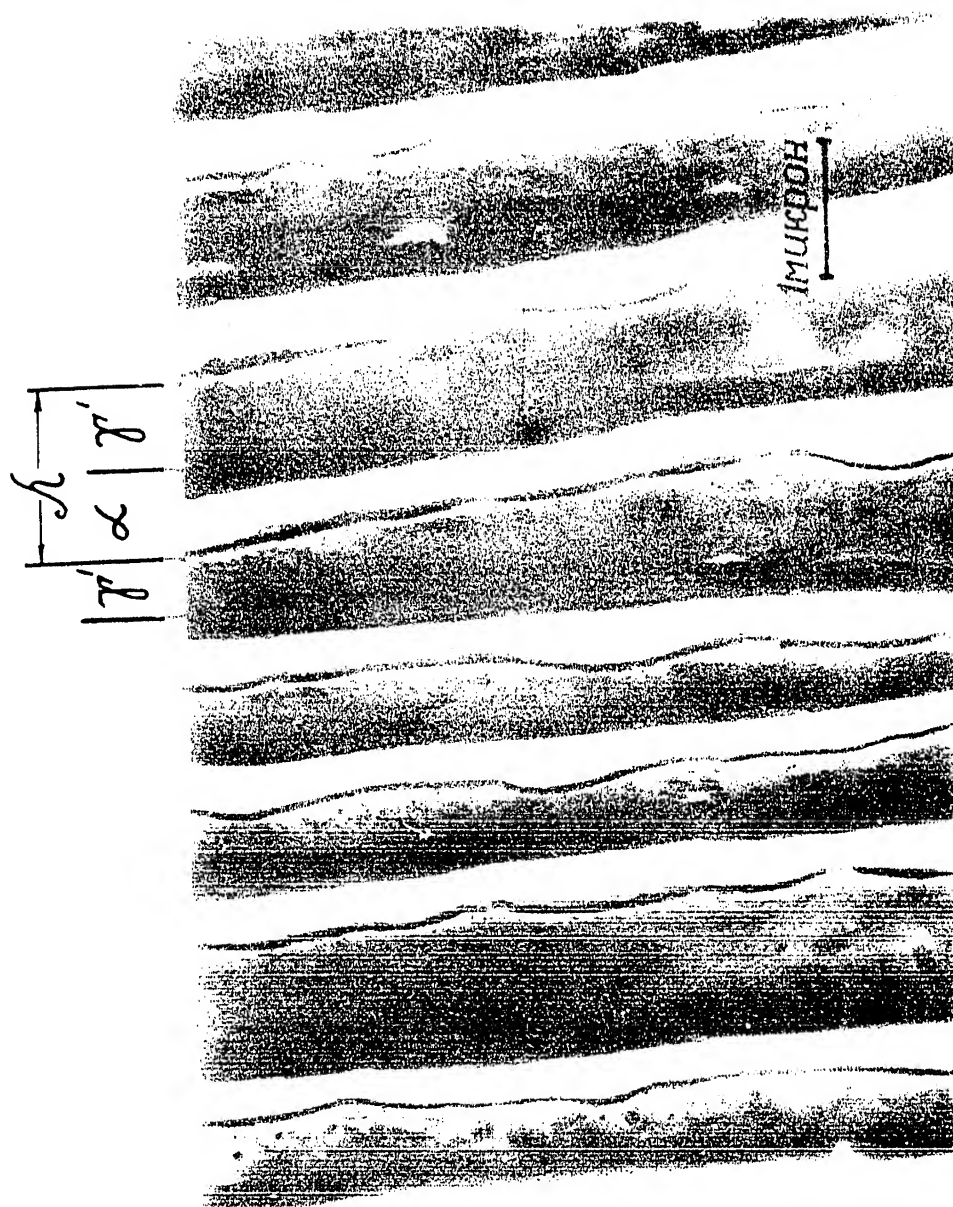


Рис. 3. Электронно-микроскопический снимок эвтектичной структуры ($\alpha\alpha + \gamma\gamma'$) сплава урана с 9% Mo после отжига при 550° в течение 1000 часов и 17000.

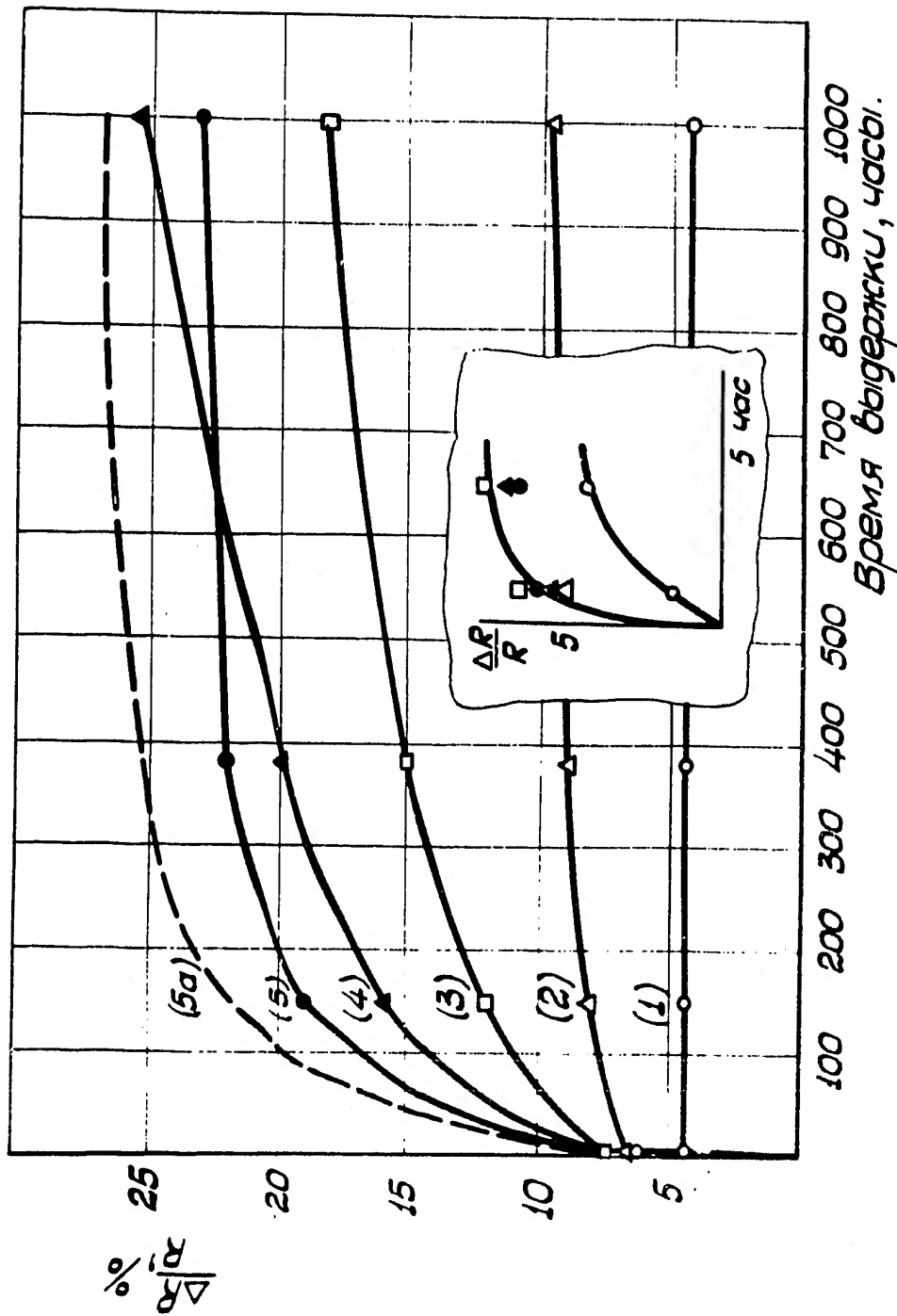


Рис. 1. Изменение электросопротивления гомогенного и гетерогенных образцов сплава урана с 9% Mo в зависимости от времени выдержки при облучении в потоке $2 \cdot 10^{13}$ н/см² сек (нумерацию образцов см. на рис. 2).

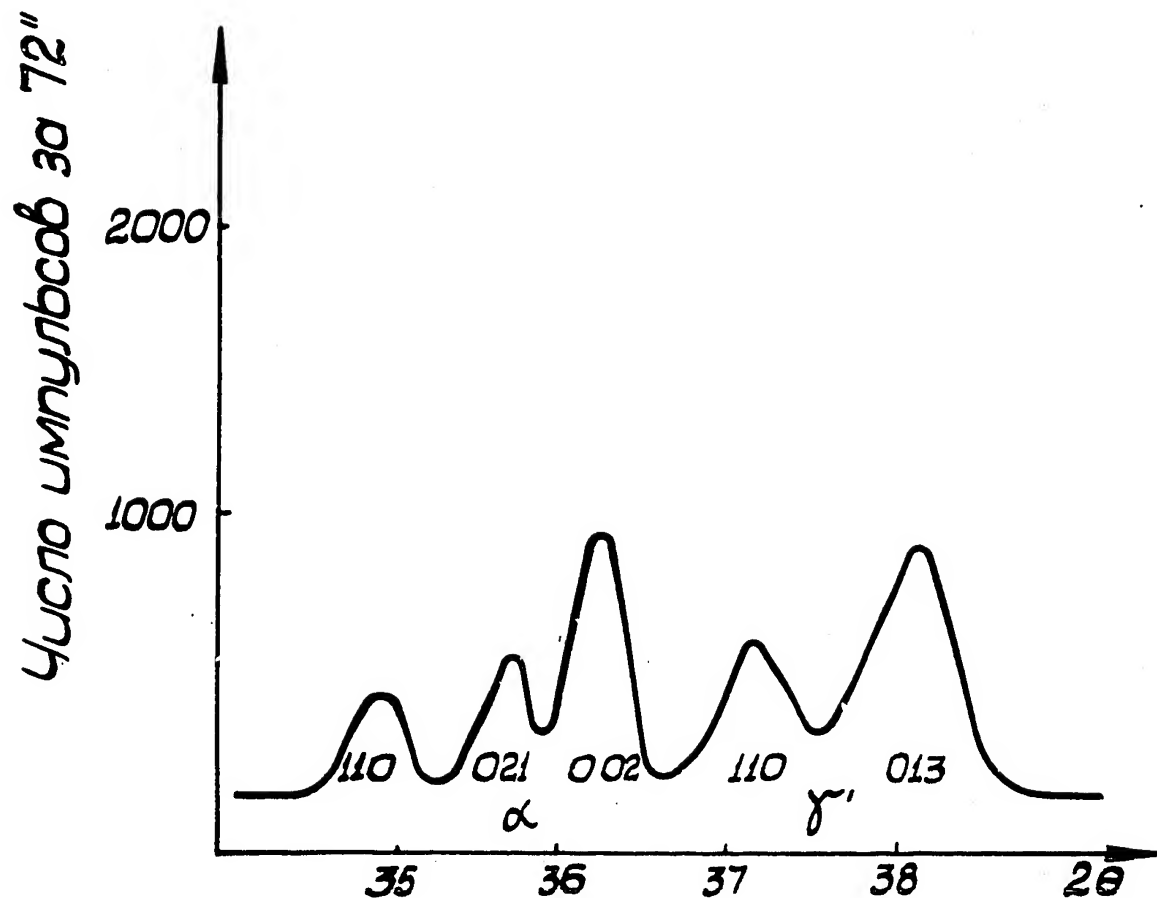


Рис. 5. Рентгенограмма гетерогенного образца сплава урана с 9% Мо до облучения (отжиг при 450° 1000 часов).

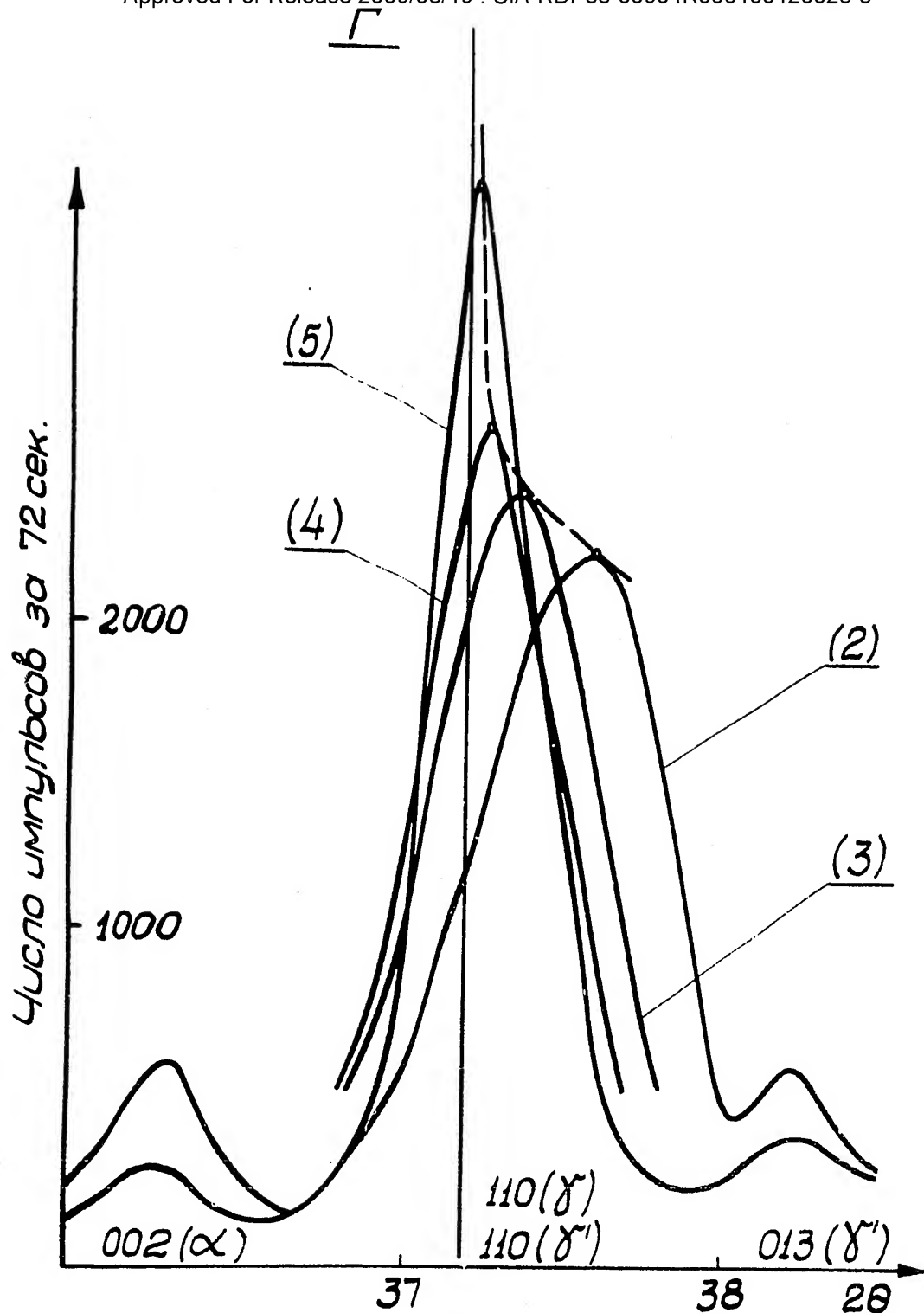
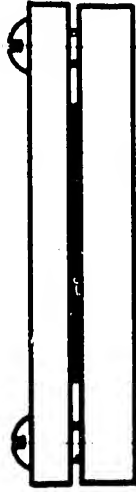
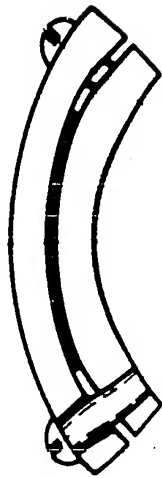


Рис. 6. Рентгенограммы гетерогенных образцов 2,3,4,5 сплава урана с 9% Mo после облучения в течение 1000 часов (нумерацию образцов см. на рис. 2).

Образец в кольцевом зажиме. Образец в плоском зажиме.



Образец

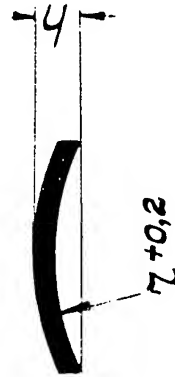


Рис. 7. Схема обжатия образцов в опытах по релаксации.

2192

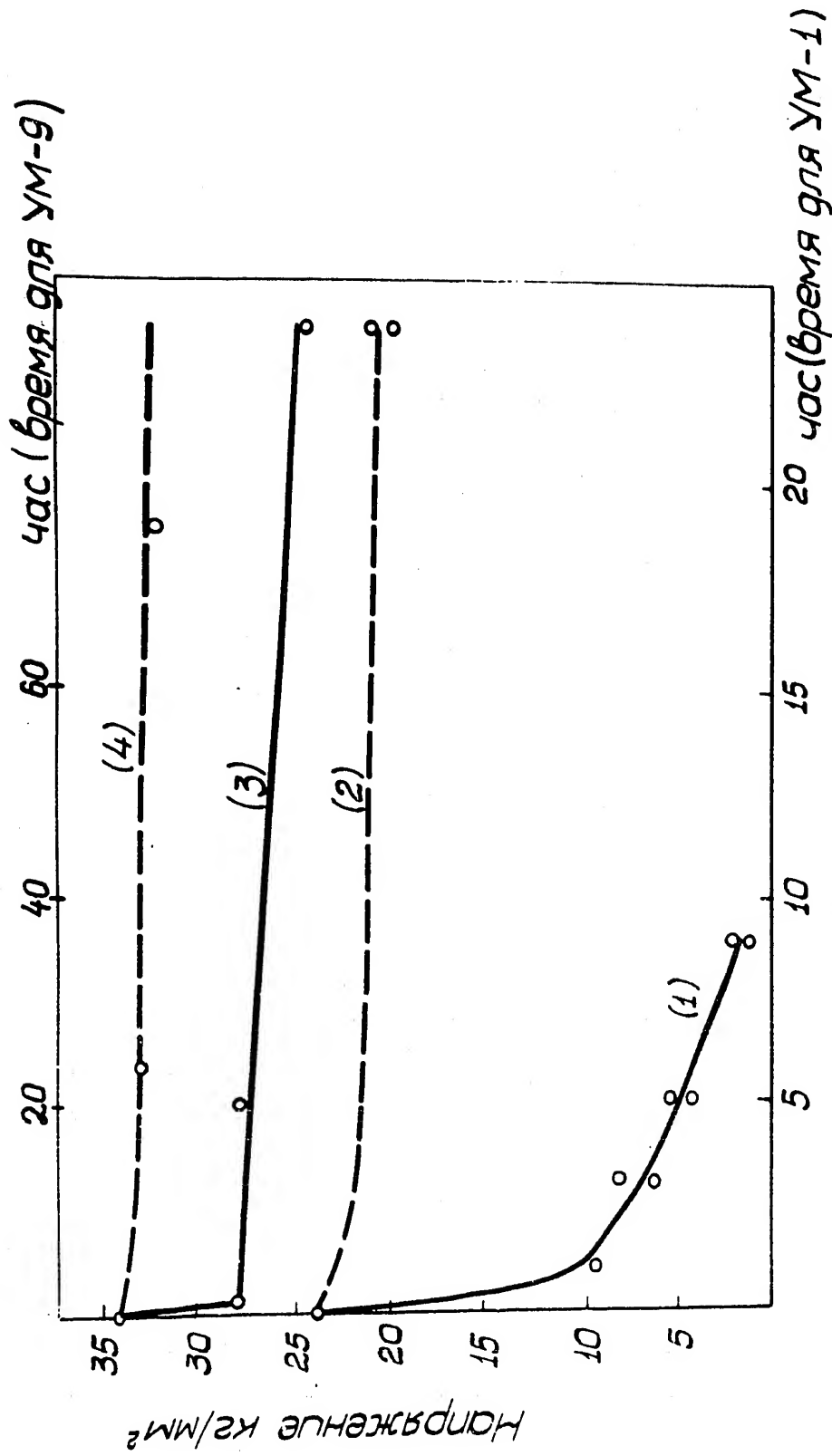


Рис. 8. Изменение напряжений в образцах сплава урана с 0,91% и 9% Mo в зависимости от времени облучения.
 (1) - Сплав (0,91 Mo) облучение; (2) - Сплав (0,91 Mo) отжиг (200°); (3) - Сплав (9,0 Mo) облучение; (4) - Сплав (9,0 Mo) отжиг (200°).

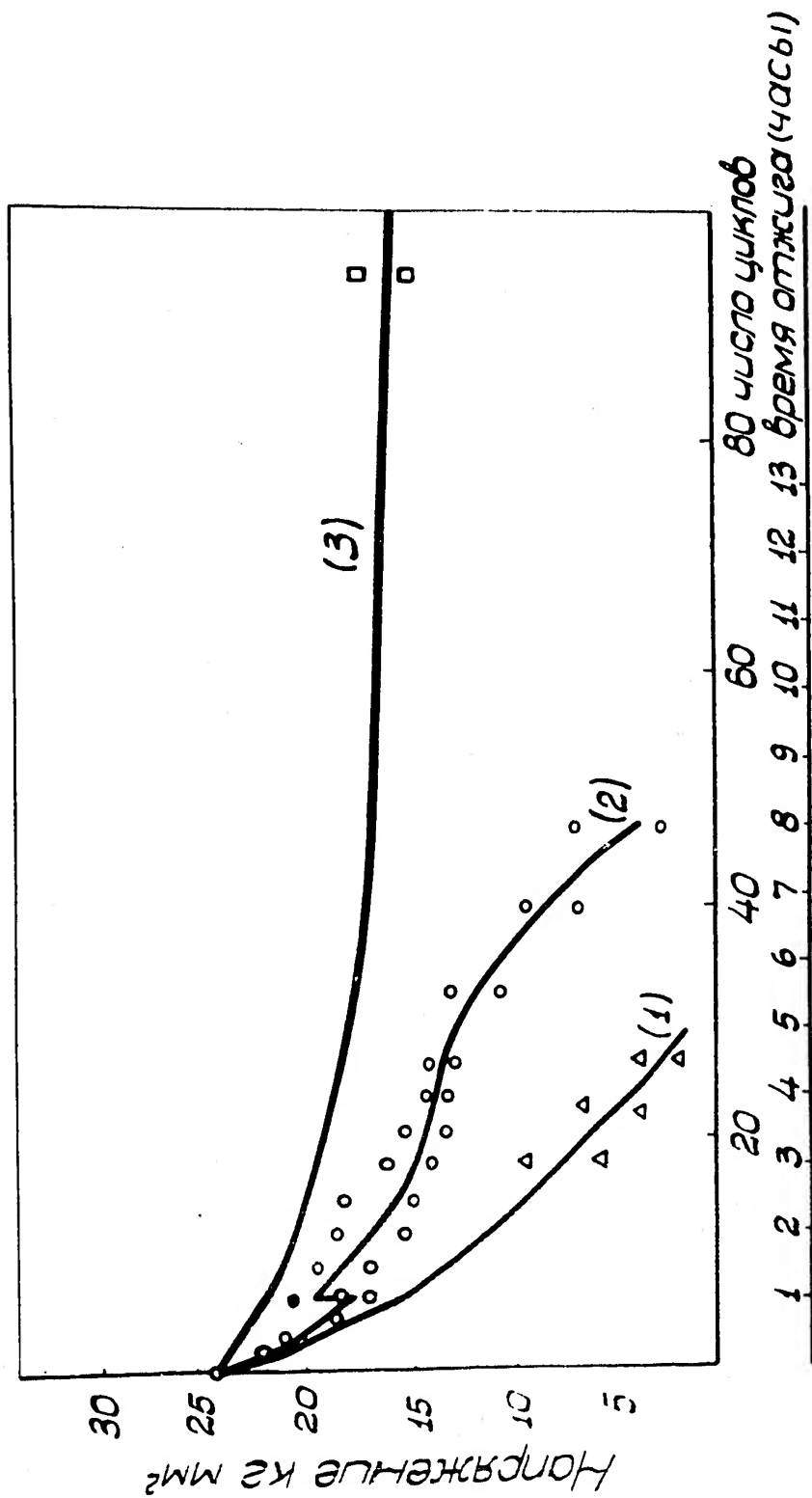


Рис. 9. Изменение напряжений в образцах сплава урана с 0,91% Мо в зависимости от числа циклов Ц.Т.О. в интервале температур от 25 до 350° (объяснения в тексте).

USSR
Corrections
23 July 1958



Вторая Международная конференция
Организации Объединенных Наций
по применению атомной энергии
в мирных целях

| № стр. | № строки | Напечатано | Следует читать |
|--------|----------|--|--|
| 3 | 1 снизу | $D = \frac{V(\Delta Z)}{24} N = \dots$ | $D = \frac{V\langle \Delta Z^2 \rangle}{24} N^2 \dots$ |
| 4 | 2 сверху | $(\Delta Z)^2$ | $\langle \Delta Z^2 \rangle$ |
| 4 | 11 снизу | | |
| 25 | 1 снизу | $2,2 \times 10^{-6}$ | $2,4 \times 10^{-6}$ |
| 17 | 14 снизу | большее | меньшее. |

25 YEAR RE-REVIEW

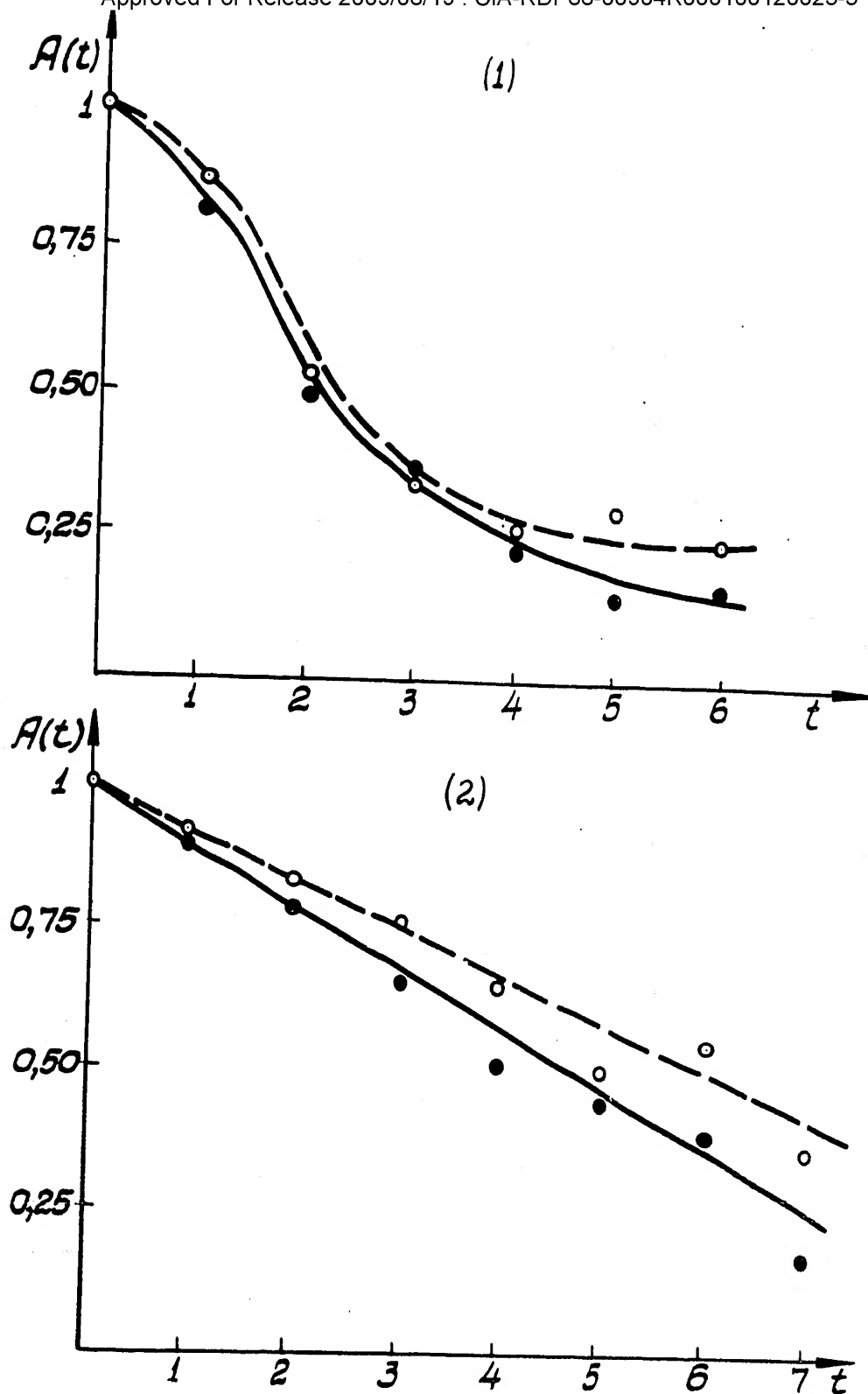


Рис.10. Зависимость коэффициентов ряда Фурье разностной кривой от порядка члена разложения (объяснения в тексте).

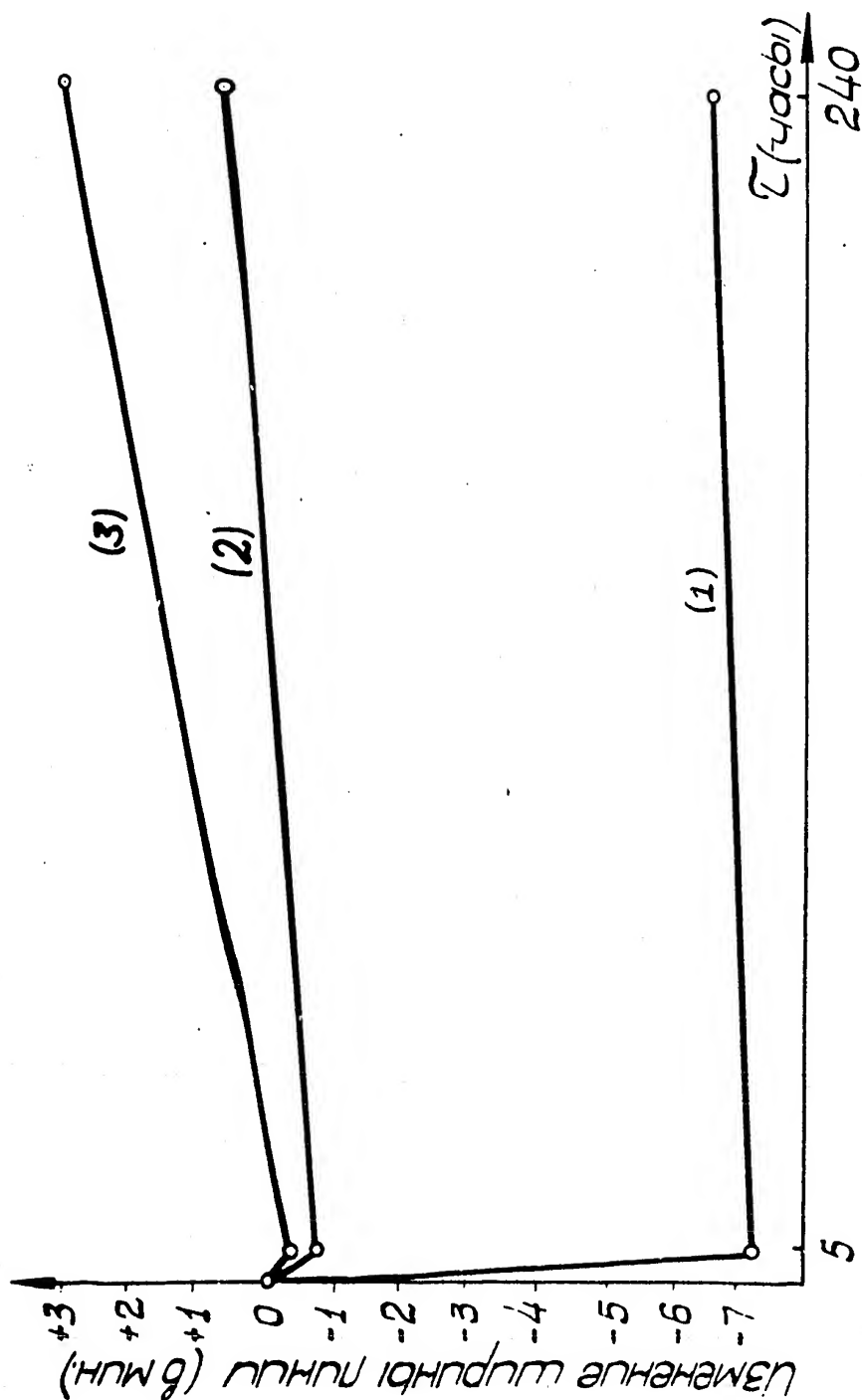


Рис. 11. Изменение ширины линии 114 в зависимости от времени облучения урана.

1 - холоднокатаного в одном направлении; 2 - холоднокатаного в другом направлении; и отожженного при 320° 10 часов; 3 - холоднокатаного с перекрестной прокаткой и отожженного при 450° 4 часа.

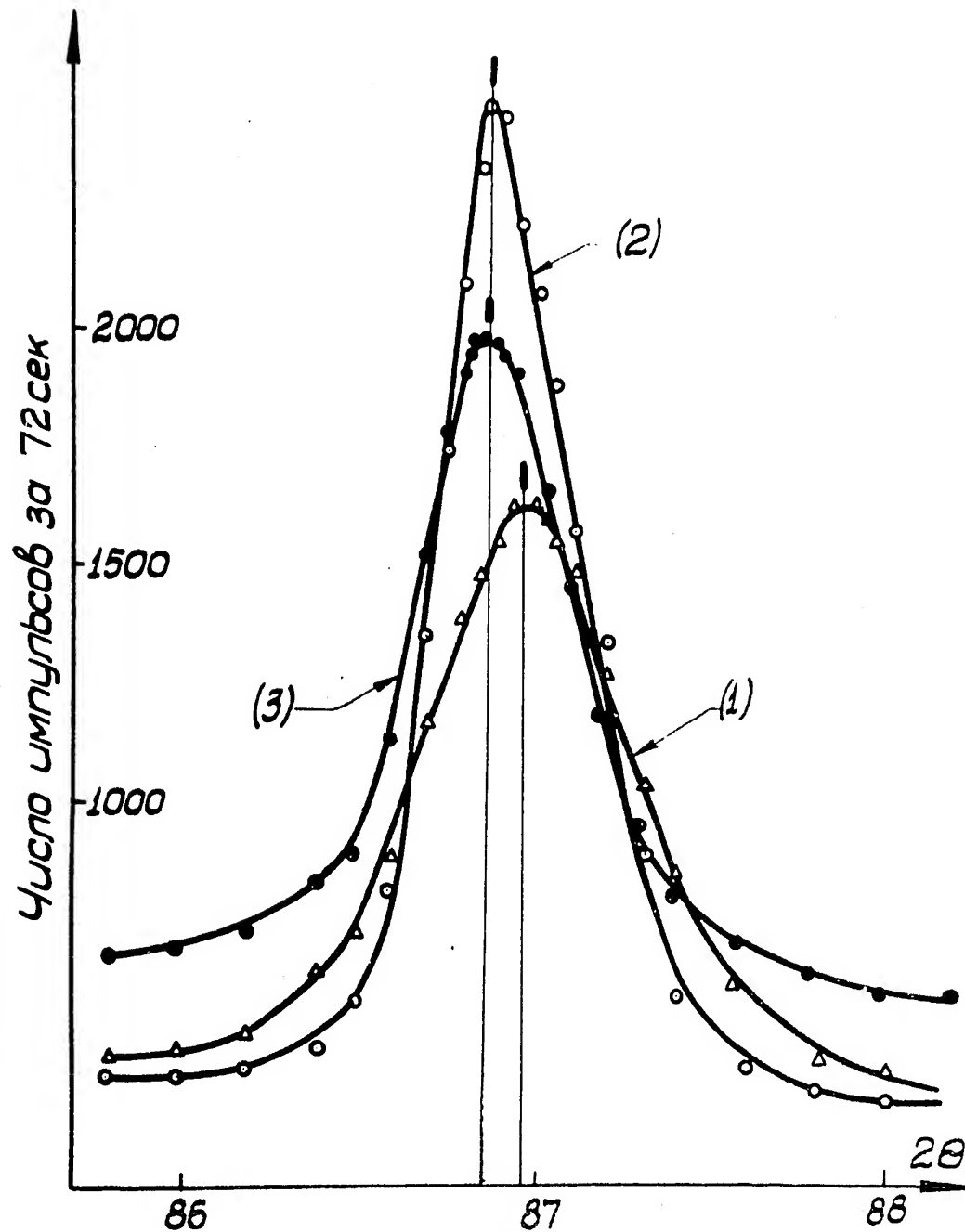


Рис. 12. Линия II4 дифракционного спектра урана.

1 - холоднокатаного; 2 - отожженного при 450°
4 часа; 3 - холоднокатаного и облученного в течение 5 часов.

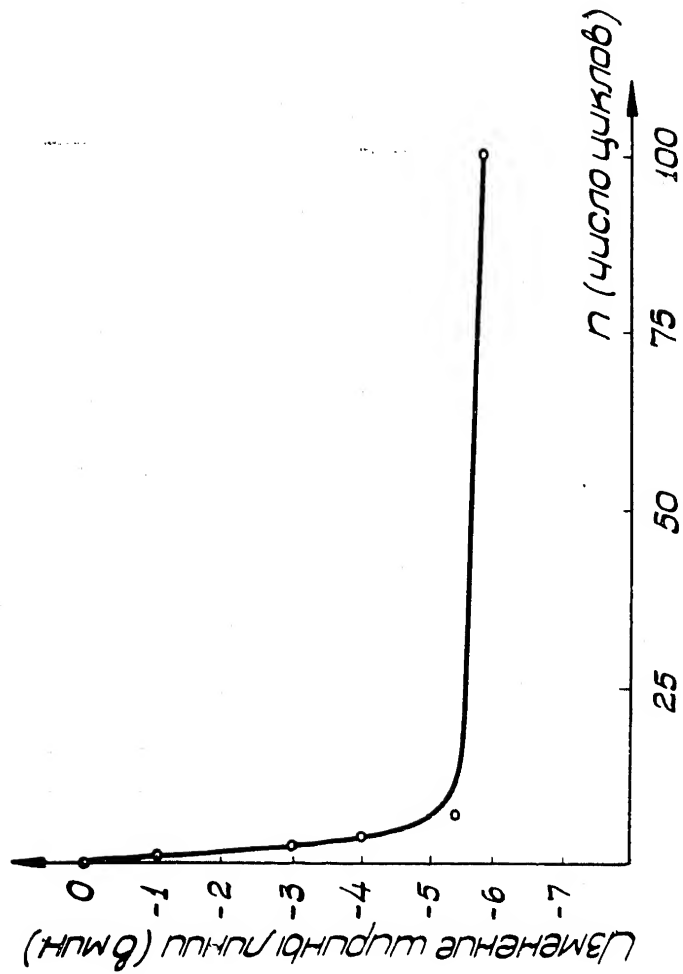


Рис. 13. Изменение ширины линии 114 рентгенограммы холоднокатаной урановой фольги в зависимости от числа циклов Ц.Т.С. в интервале температур от -180 до 200° .

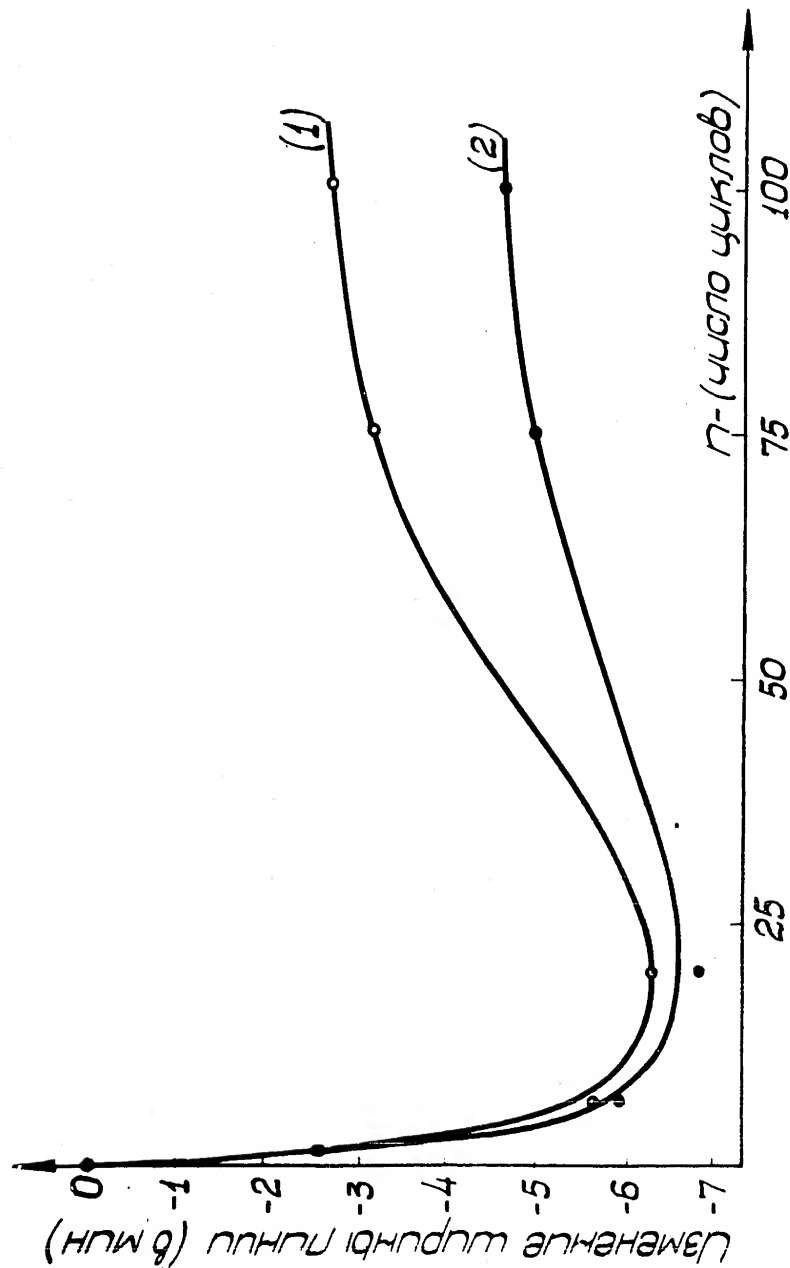


Рис. 14. Изменение ширины линии 114 рентгенограммы внутреннего (1) и поверхностного (2) слоев толстых образцов холоднокатаного урана в зависимости от числа циклов Ц.Т.О. в интервале температур от -180 до 200°.